



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**STRUKTURNÍ ANALÝZA AUSTENITICKÝCH SVAROVÝCH
SPOJŮ**

STRUCTURAL ANALYSIS OF AUSTENITIC WELD JOINTS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Robert Procházka

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Petr Havlík

BRNO 2019

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Robert Procházka**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **Ing. Petr Havlík**
Akademický rok: 2018/19

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Strukturní analýza austenitických svarových spojů

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Svařování ocelí tavnými metodami (např. MIG, TIG) je spojeno s nutností použití přídavného materiálu. Volba přídavného materiálu ovlivňuje výsledné vlastnosti a kvalitu svarových spojů. Náplň bakalářské práce bude spočívat v hodnocení integrity a struktury svarových spojů nízkolegovaných a legovaných ocelí svařovaných pomocí austenitických přídavných materiálů.

Cíle bakalářské práce:

V bakalářské práci budou hodnoceny svarové spoje nízkolegovaných a vysokolegovaných ocelí využívaných především v energetickém průmyslu. Výstupem literárního rozboru bude hodnocení svařitelnosti legovaných ocelí konvenčními metodami tavného svařování, které využívají austenitické přídavné materiály. Experimentální část se bude zabývat hodnocením integrity svarových spojů s následnou analýzou jejich strukturního a fázového složení pomocí světelné a elektronové mikroskopie. Měření průběhu mikrotvrdosti bude využito pro hodnocení mechanických vlastností výsledných svarových spojů.

Seznam doporučené literatury:

HRIVŇÁK, I. Zváranie a zvariteľnosť materiálov, STU: Bratislava 2009, 486 s.

ŠOHAJ, P. Strukturní stabilita svarových spojů austenitických a feritických ocelí, Disertační práce, FSI VUT v Brně, 2014.

LIPPOLD, John C. Welding Metallurgy and Weldability, Hoboken, New Jersey, 2015, 401 s.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

Abstrakt

Bakalářská práce se věnuje strukturní analýze austenitických svarových spojů pomocí metod využívaných v oblasti materiálových věd. V teoretické části bakalářské práce je postupně popsána problematika svařování vysokolegovaných ocelí. Po obecném vymezení procesu svařování a svařitelnosti vysokolegovaných ocelí se práce dále zabývá strukturní změny během svařování včetně vad. Ve druhé polovině teoretické části jsou rozepsány vybrané metody tavného svařování, které byly použity při zhotovování hodnocených svarů. V experimentální části je provedena strukturní analýza dodaných svarových spojů, která se sestává z hodnocení mikrostruktury, analýzy chemického složení a měření průběhu mikrotvrdosti.

Abstract

The bachelor thesis deals with structural analysis of austenitic weld joints by using methods of material science. The theoretical part of the thesis summarizes the problematics of welding of high-alloy steels. After the general definition of welding and weldability of high-alloy steels, the thesis focuses on structural adjustments including welding defects during the welding process. Selected methods of fusion welding that were used to create these welds are mentioned in the second half of the theoretical part. The experimental part covers the structural analysis of the welds, which consists of microstructure evaluation, chemical composition analysis, and microhardness test.

Klíčová slova

svarový spoj, svařitelnost, austenitická ocel, strukturní analýza, mikrostruktura

Keywords

weld joint, weldability, austenitic steel, structure analysis, microstructure

Bibliografická citace

PROCHÁZKA, R. *Strukturní analýza austenitických svarových spojů*. Brno 2019: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2019. 51 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Petr Havlík

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Strukturní analýza austenitických svarových spojů** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou součástí této práce.

V Brně dne:

Podpis:

Poděkování

Rád bych poděkoval svému vedoucímu Ing. Petru Havlíkovi za cenné rady, vedení a trpělivost při zpracovávání této bakalářské práce. Dále bych rád poděkoval dalším pracovníkům Ústavu materiálových věd a inženýrství za jejich rady a podněty a svým blízkým za podporu během studia.

Obsah

1	Úvod	2
2	Cíle práce.....	3
3	Svařování vysokolegovaných ocelí	4
3.1	Svařitelnost ocelí	5
3.1.1	Hodnocení svařitelnosti ocelí	6
3.1.2	Svarový kov.....	9
3.1.3	Tepelně ovlivněná oblast.....	10
3.1.4	Vlastnosti svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti	11
3.1.5	Vady svarových spojů	14
3.2	Vybrané metody tavného svařování	19
3.2.1	Svařování metodou TIG (WIG)	19
3.2.2	Svařování metodou MIG/MAG	20
4	Experimentální část	23
4.1	Metodická část experimentu	23
4.2	Experimentální materiál	24
4.3	Výsledky experimentu	27
4.3.1	Nízkolegovaná uhlíková ocel	27
4.3.2	Austenitická korozivzdorná ocel	29
5	Diskuze výsledků	33
6	Závěr.....	35
7	Literatura	36
8	Seznam použitých zkratk a symbolů	38
9	Přílohy	39

1 Úvod

Svařování, tedy spojování dvou materiálu za vzniku nerozebíratelného spoje, je jeden z nejuniverzálnějších a nejekonomičtějších způsobů spojování materiálů v dnešní době. Své uplatnění nachází především při sestavování konstrukcí a strojírenských zařízení. Lze jej využít také při opravách kovových profilů a renovacích strojírenských součástí. V současné době lze svařovat více než 25 % všech kovových materiálů, což řadí svařování na špičku strojírenských technologií, které využívají nebo zpracovávají kovové materiály. [1]

Svařitelnost ocelí je ovlivňována chemickým složením daných ocelí, zejména obsahem uhlíku. Vyšší podíl některých přísadových prvků v oceli může negativně ovlivňovat svařitelnost a tím pádem i výslednou strukturu svarového spoje. U ocelí s rozdílným chemickým složením dochází ke vzniku svarového spoje, který nemá jednoznačně dané chemické složení ani vlastnosti, čímž zde vzniká riziko fázové nestability a možná tvorba křehkých fází během používání v běžném provozu. Takové svarové spoje jsou náchylné zejména na vysoké provozní teploty. Náchylnosti ke křehnutí můžeme předejít pomocí daných postupů nebo modifikací procesu svařování. Využitím vhodných metod svařování, např. v ochranné atmosféře (MIG, TIG) zabráníme okolní atmosféře reagovat se svarovou lázní a nedochází tak ke znehodnocování svarového spoje. [1, 2]

2 Cíle práce

V bakalářské práci budou hodnoceny svarové spoje nízkolegovaných a vysokolegovaných ocelí využívaných především v energetickém průmyslu. Výstupem literárního rozboru bude hodnocení svařitelnosti legovaných ocelí konvenčními metodami tavného svařování, které využívají austenitické přídavné materiály. Experimentální část se bude zabývat hodnocením integrity svarových spojů s následnou analýzou jejich strukturního a fázového složení pomocí světelné a elektronové mikroskopie. Měření průběhu mikrotvrdosti bude využito pro hodnocení mechanických vlastností výsledných svarových spojů.

3 Svařování vysokolegovaných ocelí

Vysokolegované oceli, tedy zejména oceli korozivzdorné, žárovzdorné a žárovevné, nachází časté uplatnění v aplikacích využívajících svařovaných konstrukcí. Proto má vhodně zvolená technologie, postup a zkušenost svářeče velký podíl na správném a úspěšném svařování těchto ocelí. Výroba těchto ocelí je daleko obtížnější a komplikovanější než výroba uhlíkových ocelí. Navíc, legující prvky potřebné k výrobě například v podobě feroslitin se k nám zpravidla dovážejí. Vysoká cena některých legur (např. Ni) a specifické postupy výroby vysokolegovaných ocelí je dělá dražšími než běžné uhlíkové oceli. [3]

Mezi vysokolegované oceli zařazujeme i vysokopevné oceli s mezí kluzu nad 1200 MPa a pevností nad 1300 MPa. Tyto oceli vykazují i přes vysokou pevnost uspokojitelnou houževnatost, což umožňuje jejich hojné využití při stavbě náročných konstrukcí, kde je vyžadován vysoký poměr pevnosti k hmotnosti. Mezi tyto oceli patří martenzitické oceli legované chromem, molybdenem a vanadem. Vhodně zvoleným množstvím legujících prvků jsme schopni po tepelném zpracování získat relativně houževnatý martenzit. [1]

Za korozivzdorné typicky považujeme oceli mající obsah chromu rozpuštěného v tuhém roztoku minimálně 12 %. Mohou být legované dalšími prvky, které však nemají tak výrazný vliv na korozivzdornost. Takové oceli se vyznačují mnoha specifickými vlastnostmi, a to především:

- korozní a tepelnou odolností v některých prostředích
- vysokým poměrem pevnosti k hmotnosti
- lesklým povrchem, což usnadňuje jeho čištění a sterilizaci
- dobrými kryogenními vlastnostmi (zejména austenitické oceli)
- nízkou magnetickou permeabilitou [1]

Mikrostrukturní charakteristiky korozivzdorných ocelí vztahujeme na vliv legujících prvků a alotropickou přeměnu austenitu. Legující prvky mohou v podstatě rozšířit, zúžit nebo úplně vyloučit austenitickou nebo feritickou oblast z binárního diagramu oceli. Některé takové oceli lze zpevňovat martenzitickou transformací nebo precipitací sekundární fáze. Mezi základní prvky, které mají vliv na transformační charakteristiky, patří chrom, nikl a uhlík. [1]

Oxidační a korozní odolnost těchto slitin je dána přítomností pasivační oxidické vrstvy na povrchu oceli. Pokud ponoříme korozivzdornou ocel do roztoku, který rozpouští ochranný oxidický film, stane se náchylnou vůči korozi. Rychlost tvorby ochranné vrstvy závisí od procentuálního obsahu chromu v oceli. Úspěšné využití korozivzdorné oceli je podmíněno vhodným obnovením oxidického filmu po výrobě součástí. Proto je potřeba věnovat pozornost repasivaci povrchu svařenců, aby ke korozi nedocházelo. Mořením povrchu kovu a následným použitím pasivačního prostředku lze dosáhnout několikrát silnější pasivní vrstvy než při autopasivaci. [1, 3, 13]

Vysokolegované korozivzdorné oceli můžeme rozdělit do 3 skupin podle struktury základního materiálu. Do první skupiny patří martenzitické a duplexní oceli, které lze tepelně zpracovávat kalením. Do druhé a třetí skupiny spadají austenitické oceli, resp. feritické oceli. Jak austenitické, tak feritické oceli jsou nekalitelné. Podle přítomnosti stabilizačních prvků a obsahu uhlíku dělíme korozivzdorné austenitické oceli do 4 podskupin:

- nestabilizované nízkouhlíkové austenitické oceli ($\% C < 0,03$)
- nestabilizované austenitické oceli ($0,07 < \% C < 0,12$)
- stabilizované austenitické oceli ($0,07 < \% C < 0,12$) s přísadami stabilizačním prvků Ti, Nb a Ta
- austeniticko-feritické (duplexní) oceli ($0,03 < \% C < 0,05$)

Stabilizační prvky Ti, Nb a Ta jsou v korozivzdorné slitině vázány na uhlík a zabráňují tak vzniku karbidům chromu, které jsou hlavní příčinou snížení odolnosti austenitických korozivzdorných ocelí proti mezikrystalické korozi. [1, 2]

3.1 Svařitelnost ocelí

Při svařování dochází vlivem ohřátí ke změnám v základním materiálu. Nejčastěji jde o změny struktury, vznik vnitřního pnutí a změny rozměrů a tvarů. Tyto změny mohou být nepříznivé a trvalé. Pokud je možno ocel svařit bez problémů, a nedochází ke změnám, které by mohly být příčinou obav co do spolehlivosti a trvanlivosti svařeného celku, pak mluvíme o svařitelné oceli. Jestliže pozorujeme vady v základním materiálu během svařování (např. trhliny), pak je ocel nesvařitelná. Mezi těmito extrémy se nachází oceli podmínečně svařitelné, u nichž lze dosáhnout kvalitních svarových spojů za předpokladu, že budou dodržena určitá opatření (např. předehřátí na teplotu, tepelné zpracování po svaření). [3]

Obecně se za svařitelný materiál považuje takový materiál, u kterého má výsledný svarový spoj mechanické i další vlastnosti blízké původnímu materiálu a nevyskytují se v něm žádné nepřijatelné defekty. Svarové spoje se rozdělují do kvalitativních skupin A, B a C, což dovoluje některé defekty ve svarech ignorovat. Faktorů ovlivňujících svařitelnost je opravdu mnoho, a proto je předepsání svařitelnosti velmi ošemetné. Tyto faktory lze shrnout do tří základních skupin:

- chemické složení základního a přídavného materiálu (je-li použit)
- použitá metoda a podmínky svařování
- konstrukce svařence [4]

Byly definovány dva základní typy svarových spojů: *homogenní a heterogenní*.

Homogenní svary bez využití přídavného materiálu – svarový kov je tak tvořen pouze přetaveným základním materiálem, mnohdy obohacen plynem absorbovaným z ochranné atmosféry. [5]

Homogenní s využitím přídavného materiálu, který je svým chemickým složením blízký základnímu materiálu. Důležité vlastnosti, které musí vykazovat takový přídavný materiál, jsou odolnost proti korozi a možnost stejného tepelného zpracování jako u základního materiálu. [5]

[illegible]

Z ekonomických a technologických důvodů se v praxi často setkáváme s heterogenními svarovými spoji. Jedná se o svary ocelí o různém chemickém složení. Na obr. 3.1 je uvedena vzájemná svařitelnost jednotlivých kovů. Nevhodnou kombinací materiálů může vzniknout výrazná skoková změna mechanických a fyzikálních vlastností v oblasti svarového spoje, která je způsobená mikrostrukturními změnami při tuhnutí svarového spoje. Díky velkým rozdílům v chemickém složení může také docházet k mikrostrukturním změnám během provozu za vyšších teplot. Strukturní stabilita heterogenních svarových spojů je za vysokých provozních teplot výrazně ovlivněna difúzními jevy, které probíhají napříč svarovým rozhraním. Nejvýznamnějším z nich je difúzní přerozdělování intersticiálních prvků.

[6]

Při vyhodnocování ocelových svarů se přihlíží na možné degradace jejich vlastností v místě svarového spoje v průběhu výroby a provozu svařovaných konstrukcí. Jedna z možností, jak lze posoudit svařitelnost uhlíkových ocelí je určení tzv. uhlíkového ekvivalentu C_e . Uhlíkový ekvivalent zohledňuje vliv uhlíku a přítomných legujících prvků na svařitelnost daného kovu. [2, 3]

6

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} + 0,0024s \quad [\%] \quad (1)$$

kde s je tloušťka plechu v milimetrech a legující prvky jsou udávány v hm. %. [7]

Uhlíkový ekvivalent nízkolegovaných ocelí s obsahem $C > 0,18$ hm. % lze vypočítat ze vztahu zavedeného IIW (International Institute of Welding, Mezinárodní svářečský institut) [7]:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad [\%] \quad (2)$$

Čím vyšší je hodnota C_e , tím se zhoršuje svařitelnost. Ocel, která má $C_e \geq 0,45$, není možné svařovat bez předehřevu. Naopak oceli s $C_e < 0,45$ není nutné předehřívát. Takové podmínky předehřevu platí jen pro svary, při navařování musíme zohlednit i druh namáhání navařovaného dílu. [7]

Vzniku nežádoucích struktur u dané oceli lze zabránit předehřevem. Předehřev lze nahradit upraveným tepelným režimem svařování, např. navýšením tepelného příkonu při svařování, který avšak může mít i negativní dopad na vznik svaru. Pro výpočet předehřevu využíváme těchto vztahů dle Séferiána: [2, 7, 15]:

$$T_p = 350 * \sqrt{C_p - 0,25} \quad [^{\circ}\text{C}] \quad (3)$$

$$C_p = C_c + C_s \quad (4)$$

$$C_c = \frac{360C + 40(Mn + Cr) + 20Ni + 28Mo + Cu}{360} \quad (5)$$

$$C_s = 0,005 * s * C_c \quad (6)$$

T_p – teplota předehřevu

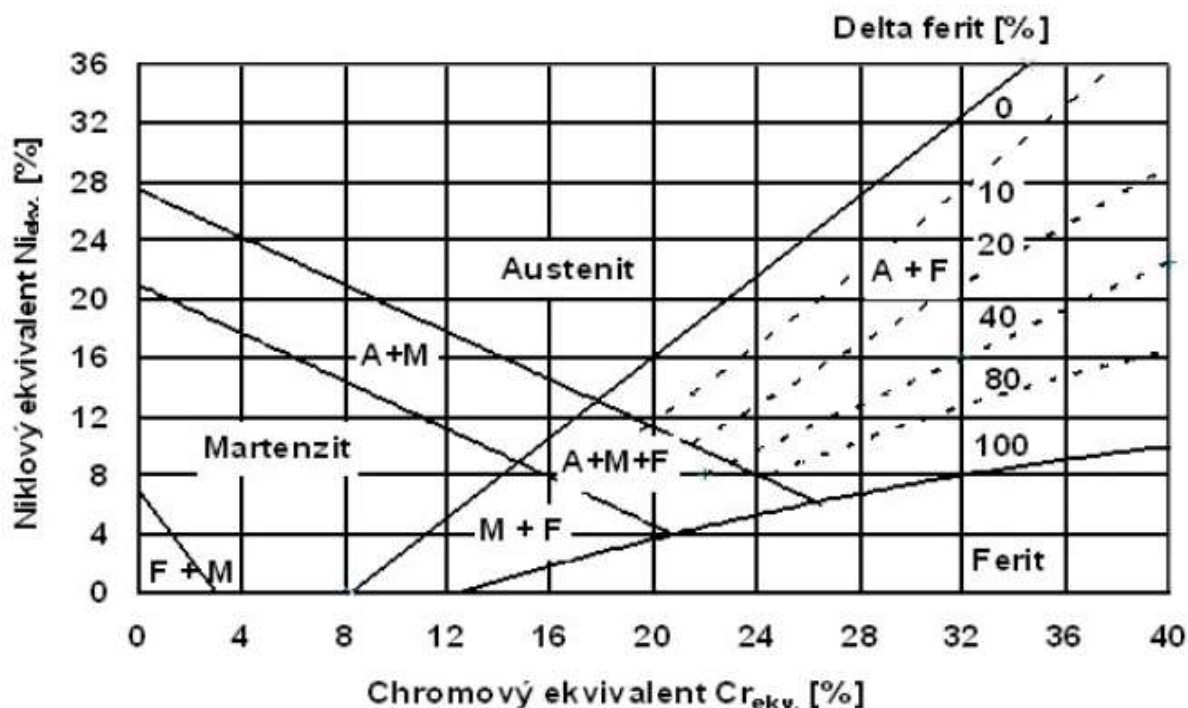
C_c – ekvivalentní uhlík

Vliv chemického složení na strukturu korozivzdorné oceli popisuje Schaefflerův diagram (obr. 3.2). Nejedná se o rovnovážný diagram, jedná se o zobrazení struktury, které lze získat při daném chemickém složení. Využití nalézá při odhadu výsledné struktury svarového kovu, který vzniká promícháním svarového kovu při svařování legovaných ocelí.

Pro shrnutí účinků austenitotvorných a feritotvorných prvků na strukturu korozivzdorné oceli se zavádí ekvivalent niklu Ni_{ekv} a ekvivalent chromu Cr_{ekv} . [8]:

$$Ni_{ekv} = \% Ni + 0,5 \% Mn + 30 \% C + 30 \% N \quad [\%] \quad (7)$$

$$Cr_{ekv} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb \quad [\%] \quad (8)$$



Obr. 3.2 Schaefflerův diagram [12]

Na svařitelnost a výslednou hodnotu uhlíkového ekvivalentu, ale i Cr_{ekv} a Ni_{ekv} mají vliv tyto prvky:

Uhlík ovlivňuje zejména mechanické vlastnosti a svařitelnost ocelí. S rostoucím obsahem uhlíku rostou hodnoty meze kluzu a pevnosti, avšak zhoršují se plastické vlastnosti. Zaručeně svařitelná ocel má maximálně 0,25 hm. % C. Při svařování uhlíkových ocelí s obsahem vyšším než 0,25 hm. % C je nutný předehřev a následné tepelné zpracování, aby nedošlo ke vzniku nežádoucích struktur a vad. [8]

Chrom je základní přísadou korozivzdorných ocelí pro dosažení pasivace oceli. Jedná se o feritotvorný a karbidotvorný prvek. Slitiny s vyšším obsahem chromu se vyznačují feritickou strukturou s vyloučenými karbidy. Účinnost pasivační vrstvy se zvyšuje s koncentrací chromu v tuhém roztoku. Omezena je však tvorbou křehké intermetalické fáze sigma, která má negativní dopad na vlastnosti korozivzdorných ocelí. Při obsahu chromu nižším než 12 % považujeme tyto oceli za kalitelné a austenit za běžných podmínek transformuje na martenzit. [8, 9]

Nikl je významný austenitotvorný prvek a na rozdíl od chromu úplně otevírá oblast austenitu. Rovněž stabilita austenitu roste s vyšším obsahem niklu. Vzhledem k velké rozpustnosti niklu v austenitu (až 55 %) je nikl vždy úplně rozpuštěn v základní matici. Nikl posouvá eutektoidní bod v diagramu Fe-Fe₃C doleva k nižším teplotám, což je nutno zohlednit během tepelného zpracování niklových ocelí. Nikl se používá především v ocelích, kde je požadována vysoká houževnatost. [8]

Molybden a **vanad** spadají do skupiny karbidotvorných prvků. Svarový kov s molybdenem má jemnou krystalickou strukturu. Molybden i vanad zlepšují mechanické vlastnosti svarových spojů a podílí se na precipitačním zpevnění vysokolegovaných ocelí. [8]

Křemík v nelegovaných uhlíkových ocelích mírně zvyšuje pevnost feritu. U korozivzdorných ocelí zvyšuje korozní odolnost v kyselině sírové a zvyšuje oxidační

odolnost ocelí. Množství Si bývá zřídka nad 1 %, vysoký podíl zapříčiňuje totiž vznik křehkých fází (např. FeSi). [1]

Mangan je austenitotvorný prvek. Jeho hlavní předností je vázání síry v oceli za vzniku stabilního sulfidu manganu MnS. Používá se rovněž jako levnější náhrada niklu. Co se týče svarových spojů, pozitivně ovlivňuje odolnost svarů vůči praskání za tepla. [1]

Síra je nežádoucí prvek v ocelích (mimo některých typů ocelí, např. automatových). V ocelích se síra váže na železo a vzniká sulfid železnatý. Ten se vylučuje na hranici austenitických zrn, neboť tvoří eutektikum s nízkou teplotou tavení. [7, 8]

Fosfor zvyšuje meze kluzu a pevnosti. Naopak snižuje plasticitu a způsobuje zkřehnutí za studena, což značně snižuje vrubovou houževnatost oceli. [7]

Dusík je podobně jako uhlík austenitotvorný prvek. Za určitých podmínek hrozí vznik nitridů (stárnutí oceli), které zvyšují mez kluzu, pevnosti a tvrdost. Zhoršují se plastické vlastnosti, zejména tažnost a vrubovou houževnatost. Zvláště nebezpečné je vylučování nitridů poblíž hranic svaru, což může vést ke zkřehnutí svaru a následnému porušení konstrukce. [7]

Vodík je příčinou pórovitosti svaru, oduhličení svarového kovu, vzniku trhlin ve svaru a TOO. Nejčastějším zdrojem vodíku při svařování je vlhkost, která ulpívá na elektrodách, tavidlech a povrchu základního materiálu. Zdrojem vodíku může být také okolní atmosféra. [7]

3.1.2 Svarový kov

Svarový kov představuje tu část svarového spoje, kde dochází k úplnému roztavení, promísení a ztuhnutí materiálu během svařovacího procesu. Při využití obloukových způsobů svařování se svarový kov skládá z části přetaveného základního materiálu a z vytaveného přídavného materiálu, dodávaného ve formě elektrod nebo svařovacího drátu. Svarový kov (SK) je na metalografickém výbrusu snadno rozlišitelný od tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a základního materiálu (ZM). Což je dáno mikrostrukturními změnami během tuhnutí svarového kovu. [1, 5]

Oblast taveniny (obr. 3) je oblast, kde došlo k úplnému roztavení a promísení svarového kovu s přídavným materiálem. Svarový kov bývá tvořen hrubozrnnou litou strukturou s charakteristickou orientací zrn od svarového kovu do středu svaru. Tj. rostoucí ve směru největšího odvodu tepla do neovlivněného materiálu.

Podíl přetaveného základního materiálu ve svarovém kovu označujeme jako stupeň promísení. Při svařování kořenové části svarového spoje bývá stupeň promísení vyšší než při svařování vrchní části svaru. Ručním obloukovým svařováním lze dosáhnout až 40 % promísení, při svařování pod tavidlem až 85 % a při elektrostruskovém svařování lze dojít nad 90 % promísení základního a přídavného materiálu. [1]

Od svarového kovu se vyžaduje, aby disponoval mechanickými vlastnostmi podobným základnímu kovu, a to především dostatečnou pevností a houževnatostí. Poměr meze kluzu svaru k jeho pevnosti je vyšší (0,9 a víc) než stejný poměr u základního materiálu (pod 0,8). Tím pádem jsou svarové kovy při požadované mezi kluzu pevnější než základní materiál. Houževnatost svarového kovu naopak bývá menší než základního materiálu. [1]

Austenitické oceli se svařují přídavnými materiály se stejným, nebo podobným chemickým složením. Jsou to především oceli s vyšším obsahem niklu, chromu a molybdenu. Rozhodující je zde požadovaný obsah δ -feritu ve svarovém kovu. Ve svarových kovech

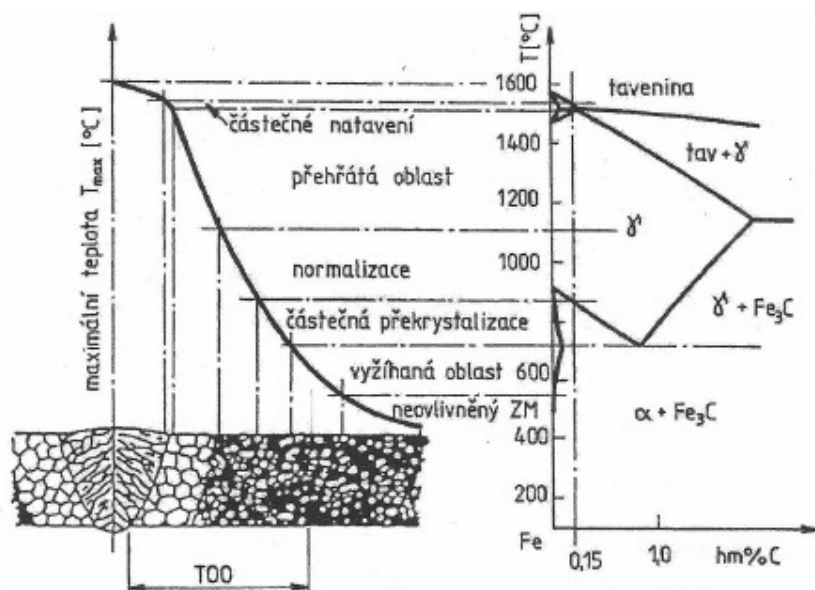
se požaduje při teplotě okolí obsah δ -feritu od 3 FN do 15 FN. Vyšší obsahy vedou ke snížení antikoročních vlastností oceli a podporují vznik σ fáze. Nízký nebo dokonce žádný obsah feritu je příčinou náchylnosti k praskání za tepla během svařování takových ocelí. Svarový kov, který obsahuje alespoň 2 % feritu většinou postačí k tomu, aby náchylnost svarového kovu ke vzniku trhlin byla dostatečně potlačena. Vysoký podíl feritu v oceli je rovněž nežádoucí. U svarů vysokolegovaných ocelí, které pracují za zvýšených teplot, dochází k přeměně feritu na tvrdé a velmi křehké fáze, známé jako *sigma* a *chi* fáze. Sigma je intermetalická fáze, které vzniká v soustavě Fe-Cr. Tvorbu fáze *sigma* urychlují prvky jako molybden, křemík a mangan. Výskyt fáze sigma v duplexních ocelích je spojen s výraznou změnou mechanických vlastností. *Chi* fáze nahrazuje *sigma* fázi při vyšších obsahích molybdenu v oceli. Nežádoucí důsledky tvorby obou fází je ochuzení matrice o legující prvky a ztráta houževnatosti a korozní odolnosti. [7, 10]

3.1.3 Tepelně ovlivněná oblast

Tepelně ovlivněná oblast (TOO) je neroztavená oblast svarového spoje, ve které dochází ke změnám mikrostruktury způsobené působením tepla vzniklého ze svařování. Vzhled a velikost TOO podléhá celému teplotnímu cyklu svařování, tj. záleží na množství přivedeného tepla během svařování. [7]

Při svařování slitin bez polymorfni přeměny, jako jsou např. slitiny mědi, niklu nebo hliníku, nedochází k tak výrazným změnám mikrostruktury. V kovech, jejichž slitiny podléhají polymorfni přeměně (např. železo a titan), dochází v TOO k markantním mikrostrukturním změnám, které mají razantní dopad na vlastnosti svarového spoje. Může tak vznikat např. hrubozrnná struktura, která se tvoří ve svarovém kovu a TOO a má nepříznivý vliv na vlastnosti svarových spojů, především na pevnost a plastické vlastnosti. [2, 7]

Při svařování nelegovaných, případně legovaných ocelí s polymorfni přeměnou, můžeme tepelně ovlivněnou oblast rozdělit do několika charakteristických pásem, jak je znázorněno na obr. 3.3.



Obr. 3.3 Vliv dodaného tepla na velikost tepelně ovlivněné oblasti [12]

Oblast částečného natavení tvoří přechod mezi TOO a svarovým kovem. V této oblasti nemůže v důsledku prudkého ochlazování dojít k pravidelnému uspořádání taveniny.

Oblast přehřátí se nachází v blízkosti oblasti natavení. Teplota v této oblasti podporuje intenzivní růst austenitických zrn. Mikrostruktura je tak tvořena hrubými původními austenitickými zrny. Podle druhu oceli se teplota pohybuje mezi 1050 až 1300 °C.

Oblast normalizace leží v diagramu Fe-Fe₃C nad teplotou A₃ (teploty vhodné pro normalizační žíhání), kde dochází k úplné polymorfní přeměně. Teploty těsně nad teplotou A₃ zapříčiňují díky opětovné překrystalizaci vznik velmi jemné mikrostruktury, která hrubne směrem k teplotám vyšším.

Oblast částečné překrystalizace je oblast mezi teplotami A₁ a A₃, která částečně podléhá normalizačnímu vyžhání a nedochází tak k úplné polymorfní přeměně. Výsledkem je jemnější perlit, zatímco se zrna feritu nemění.

Vyžháná oblast vykazuje snížení tvrdosti vlivem sferoidizace perlitického cementitu. Výsledná struktura je pak tvořena téměř zrnitým perlitem.

Poslední oblast tvoří *základní materiál*, který nebyl tepelně ovlivněný při svařování a zachoval si původní mikrostrukturu a velikost zrna. V oblasti teplot 150–300 °C může docházet ke stárnutí oceli. Náchylné na stárnutí jsou především nízkouhlíkové oceli tvářené za studena. Důsledkem stárnutí je pokles plasticity. [2, 8, 11]

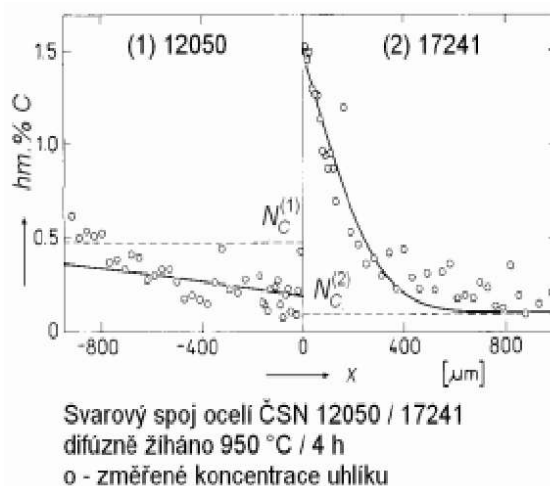
Ve feritických vysokolegovaných ocelích dochází v pásmu přehřátí ke zhrubnutí zrna, což vede ke zkřehnutí tohoto pásma. V tepelně ovlivněné oblasti svaru takové oceli může vzniknout martenzit. Uhlík, který se uvolňuje z rozpouštějících karbidů během ohřevu při svařování může vyvolat vznik austenitu. Ten při rychlostech ochlazování odpovídajících podmínkám při svařování transformuje na martenzit. Předehřevem oceli je možné snížit rychlost ochlazování svarového kovu a TOO a zamezit tak tvorbě nežádoucích struktur. [12]

Při teplotách nad 1050 °C dochází v TOO u austeniticko-feritických ocelí k růstu zrna a vylučování feritu z austenitu. Při ochlazování se pak austenit znovu tvoří na hranicích feritu. Zvýšený obsah feritu ve svarovém kovu a v TOO nepříznivě ovlivňuje hodnoty vrubové houževnatosti. [12]

3.1.4 Vlastnosti svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti

Dokonalé promísení roztaveného přídavného materiálu a nataveného základního materiálu nemůže nastat. V blízkosti nenataveného základního materiálu svarový kov velmi rychle tuhne. Důsledkem toho je nedokonalé promísení odtaveného přídavného materiálu s nataveným základním materiálem. Proto bude ve svarové lázni u hranice ztavení podíl základního materiálu větší než v její střední části, a tím pádem se bude lišit i chemické složení ve středu a po krajích svaru. Výrazně se toto projeví, jestliže se základní i přídavný materiál budou ve svém složení lišit. [12]

Chemickou homogenitu svarového kovu ovlivňuje mimo jiné i difuze. Pokud se vytvoří podmínky příhodné pro difuzi (vysoká teplota, dlouhý čas výdrže na vysoké teplotě), vyrovnává se chemické složení svarového kovu. U difuze obecně platí, že prvky difundují z míst o větší koncentraci do míst s menší koncentrací. Tento jev se nejvíce projeví na rozhraní svarového spoje o rozdílném chemickém složení. Avšak často se stává, že intersticiální prvky difundují z míst o nižší koncentraci do míst s koncentrací vyšší. Tyto pochody, kdy intersticiální prvky difundují proti koncentračnímu spádu, nazýváme obrácená difuze či difuze do kopce – up-hill difuze (obr. 3.4). [12, 16]



Obr. 3.4 Obrácená difuze uhlíku (up-hill diffusion) na rozhraní ocelí [16]

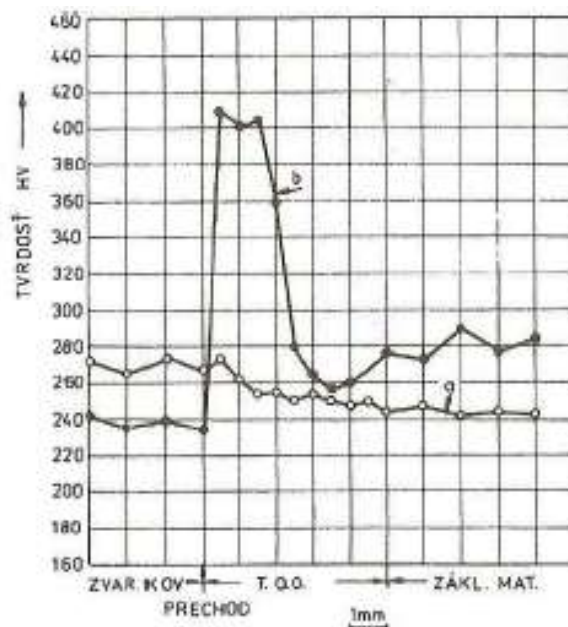
Důkazem strukturních a substrukturních změn v TOO jsou její specifické mechanické, technologické a fyzikální vlastnosti. Ve slitinách s polymorfní přeměnou ovlivňuje vlastnosti TOO zejména produkt polymorfní přeměny. Pokles pevnosti v TOO pozorujeme při svařování legovaných a termomechanicky zpracovaných ocelí. K poklesu pevnosti dochází v zóně vyhřáté pod teplotu A_1 v souvislosti s popuštěním mikrostruktury nebo rekrytalizací. [1]

Vlivem působení teplot nad A_3 probíhají v TOO proti sobě dvě hlavní mikrostrukturní přeměny. Prvním z nich je hrubnutí austenitických zrn, které vede k poklesu pevnosti. Pozorujeme rovněž mikrostrukturní bezdifúzní změny směrem k přesyceným mikrostrukturám (bainit, martenzit), které naopak vedou k nárůstu pevnosti. [1]

Poněkud složitější je předpovídat houževnatost jednotlivých zón tepelně ovlivněné oblasti. Kromě chemického složení a obsahu nečistot je houževnatost ovlivňována velikostí zrn a typem mikrostruktury. V tepelně ovlivněné oblasti jsou nejvíce ohrožena místa s hrubými zrny, která se nachází v křehké oblasti přehřátí, nacházející se v bezprostřední blízkosti svarového spoje. [1]

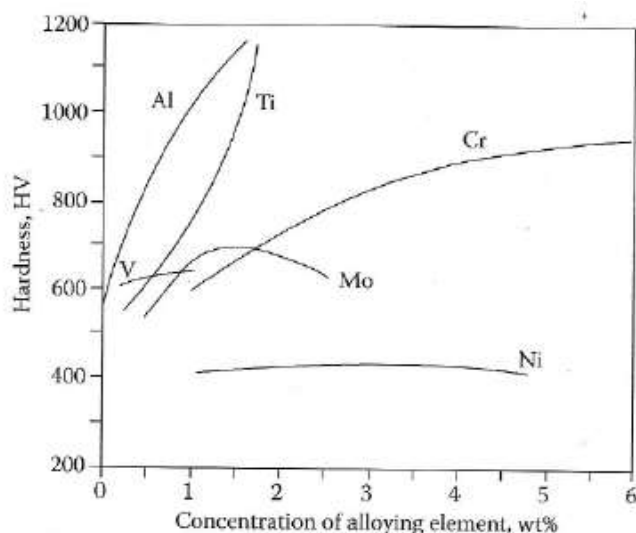
V tepelně ovlivněné oblasti dochází k hrubnutí karbidů. V ocelích legovaných zejména chromem, molybdenem, vanadem a wolframem se mohou vyskytovat karbidy typu $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Mo_2C , V_4C_3 a WC . Tyto karbidy po dosažení určité teploty hrubnou a při dosažení ještě vyšších teplot se rozpouštějí. Precipitací lze ve svařech zvýšit pevnost a žárupevnost, snížit nebezpečí stárnutí svarů vyvázáním uhlíku při poklesu plasticity svarového spoje. [12]

Na obr. 3.5 jsou zakresleny průběhy tvrdosti napříč svařem a tepelně ovlivněnou oblastí pro nízkouhlíkovou a běžnou uhlíkovou konstrukční ocel. U konstrukční oceli je vidět výrazné zvýšení tvrdosti v oblasti nad teplotou přehřátí a pokles v okolí teploty A_1 . Nízkouhlíková ocel je na účinky teplotního cyklu svařování mnohem méně citlivá a vykazuje tak pouze minimální výkyv tvrdostí v TOO. [1]

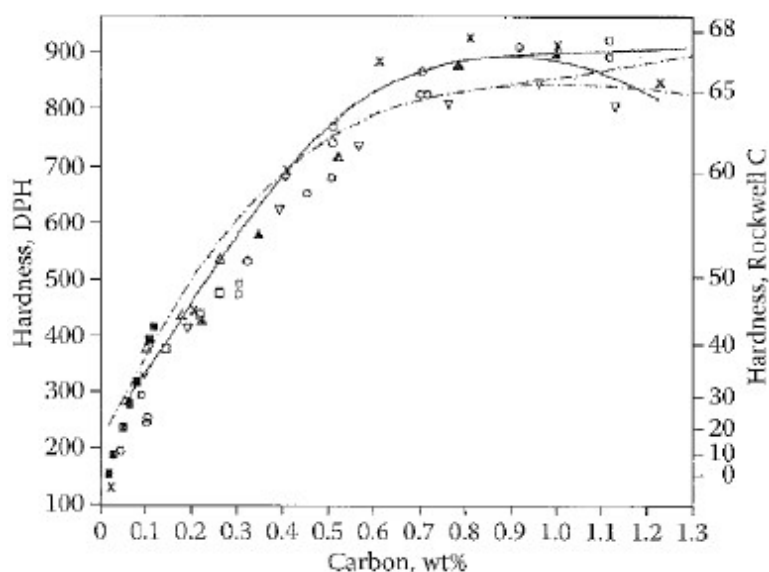


Obr. 3.5 Průběh tvrdosti napříč svařem a tepelně ovlivněnou oblastí (a – nízkouhlíková ocel ($C \leq 0,09 \%$), b – konstrukční ocel) [1]

Tvrdost v TOO stoupá téměř přímo úměrně s uhlíkem. Tento jev je znázorněn na obr. 3.7. Na tvrdost v TOO mají vliv i ostatní prvky a rychlost ochlazování. Vliv ostatních prvků je zohledňován při sestavování vzorců pro výpočet uhlíkového ekvivalentu. Obr. 3.6 popisuje vliv obsahu jednotlivých legujících prvků na tvrdost. [8]



Obr. 3.6 Graf závislosti tvrdosti podle Vickerse na obsahu legujících prvků v oceli v hm. % [17]



Obr. 3.7 Graf závislosti tvrdosti podle Vickerse (vlevo) a tvrdosti podle Rockwella (vpravo) na obsahu uhlíku ve slitině v hm. % [17]

3.1.5 Vady svarových spojů

Změny struktury a stavu napjatosti, vyvolané nerovnoměrným ohřevem při svařování, mohou způsobit vady, které budou mít nepříznivý vliv na svarové spoje. Mezi tyto vady patří trhliny, deformace a zbytková vnitřní napětí. [2]

Výskyt trhlin u svarových spojů omezuje jejich použitelnost. Při svařování může docházet k tvorbě trhlin, a proto musíme volit takové podmínky svařování, aby ke vzniku trhlin nedocházelo. Norma EN ISO 5817 aplikovaná pro ocel, nikl, titan a jejich slitiny stanovuje tři stupně kvality svarových spojů:

1. B – vysoký stupeň kvality
2. C – střední stupeň kvality
3. D – nízký stupeň kvality

Mezi vadami svarových spojů jsou trhliny nejnebezpečnější. Oslabují průřez a mají zásadní vrubový účinek. Mohou se šířit dále svarovým spojem a iniciovat lom napříč svarem. Při svařování ocelí uvažujeme čtyři základní typy trhlin. Typ trhliny závisí na teplotě a deformačních schopnostech tuhnoucího materiálu. [1, 2]

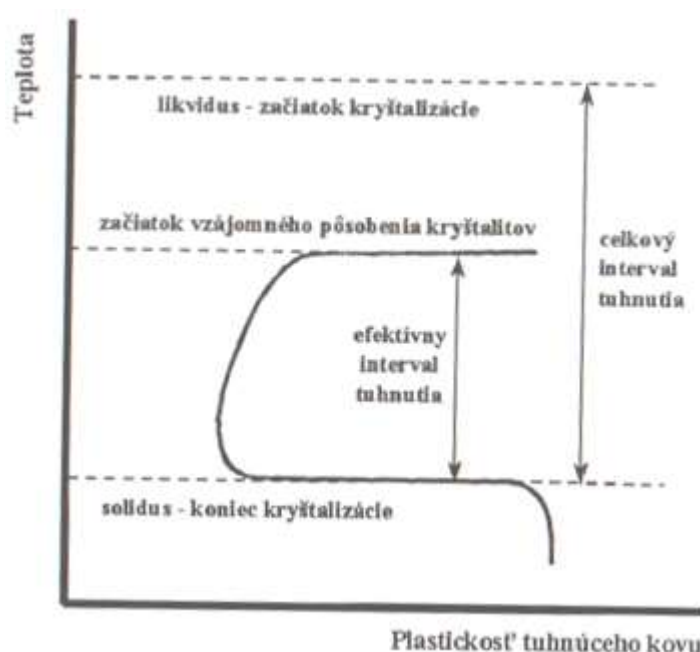
Trhliny za tepla

Trhliny, které vznikají za vysokých teplot během krystalizace, se nazývají trhliny za tepla nebo krystalizační trhliny. Vytvářejí se v poslední fázi krystalizace tekutého svarového kovu během tzv. efektivního intervalu tuhnutí (obr. 3.8). Šířku tohoto pásma ovlivňuje především množství nízko tavitelné fáze eutektického typu obsahující také nečistoty. Čím větší je interval tuhnutí, tím je větší náchylnost kovů vůči praskání za tepla. Totéž platí pro zvyšování tepelného příkonu. Čím je příkon větší, tím je šance na tvorbu trhlin za tepla větší. [1, 2]

Takové trhliny lze pozorovat jak ve svarovém kovu, ale i v TOO v místech, kde došlo k natavení hranic zrn základního materiálu. Trhliny mohou být mikroskopické nebo i makroskopické. Trhliny ve svarech vzniklé za tepla probíhají vždy po hranicích mezi zrny. Pokud je svar ještě zcela tekutý, nemohou v něm vzniknout trhliny. Kov podléhá praskání,

až když z větší části ztuhne. Během chladnutí svarový spoj tuhne, ale zároveň i zmenšuje svůj objem. Jakmile teplota poklesne natolik, že jednotlivá zrna, vzniklá z taveniny, se začínají dotýkat, pak tekutý kov, jako tenký film na hranicích zrn, se i malou deformací snadno poruší. To vše je zapříčiněno nedostatkem taveniny, která by vyplnila mezery vzniklé rozestoupením sousedních zrn. V této fázi se začínají tvořit trhliny za tepla. Lomová plocha takové trhliny je často zoxidovaná. [3]

Nebezpečí vzniku trhlín za tepla vzrůstá, pokud se v tavenině nachází příměsi (např. železo a křemík u hliníku; síra a kyslík u mědi), které vytvoří fázi s nízkým bodem tání a vytlačovanou mezi již ztuhlá zrna. Při teplotě blízké rozpustnosti dané fáze dochází ke zkrěhnutí materiálu a vzniku mezikrystalických trhlín. Označujeme to jako náchylnost ke vzniku likvačních trhlín. Pokud máme v oceli rozpuštěno velké množství síry, lze využít mangan, který váže volnou síru a vytváří sulfidy manganu. [3, 8]



Obr. 3.8 Průběh plasticity tuhnucího kovu v krystalizační etapě [2]

Trhliny za studena

Vznikají v tuhém materiálu při relativně nízkých teplotách (200-300 °C) charakterizovaných snížením plastických vlastností svařovaného materiálu. Příčinou vzniku trhlín je obecně přítomnost pnutí při chladnutí svarových spojů a probíhající deformace kovu. Trhliny se mohou vyskytovat ve svarovém kovu, na rozhraní SK – TOO a rozhraní TOO – ZM. [2, 3]

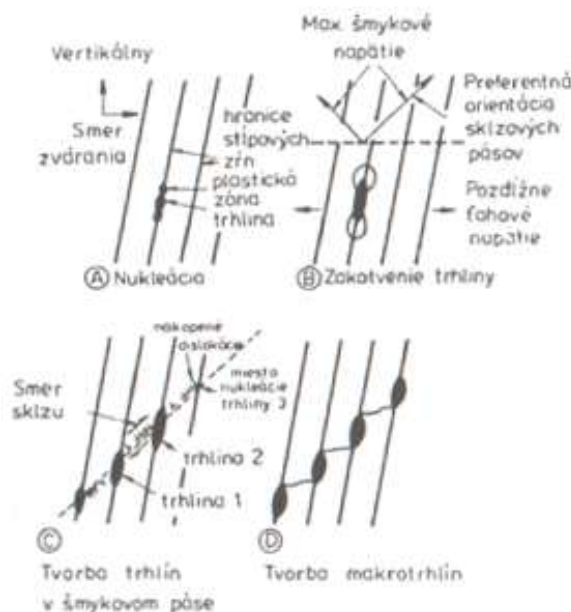
Studené trhliny, v případě ocelí, jsou výsledkem společného působení tří hlavních faktorů:

- přítomnost tvrdé fáze martenzitického nebo bainitického typu
- vysoká koncentrace vodíku
- zvýšené napětí způsobené tuhostí svařence.

O trhlínách zaviněných vysokou koncentrací vodíku lze u uhlíkových, martenzitických a feritických ocelí hovořit při teplotách pod 150 °C. U vyšších teplot je výskyt vodíkem indukovaných trhlín nepravděpodobný, což je dáno horší rozpustností vodíku ve feritu oproti

austenitu. Některé trhliny mohou vznikat až po určité době (mnohdy dny i týdny) po vyhotovení svaru – tzv. zbrzděné lomy. Praskání tohoto typu je pravděpodobnější v ocelích a svarech s vyšší pevností a rovněž u svarů, které tvoří větší množství jednotlivých vrstev svarového kovu. [1, 2]

Místo vytvoření trhliny bude záviset od chemického složení ale i pevnosti jednotlivých struktur. Všeobecně platí, že vyšší pevnost a vyšší podíl legujících prvků bude přispívat ke tvorbě trhlín zpravidla v oblastech krycích housenek a kolmo na směr svařování. Trhlínka se pak šíří směrem do tloušťky svaru a preferuje místa s maximální smykovou deformací, většinou pod úhlem přibližně 45° vůči tloušťce plechu a směru svařování. Jedná se o tzv. *chevronové* trhliny a jejich tvorbu popisuje obr. 3.9. [1]



Obr. 3.9 Tvorba chevronových trhlín (A – nukleace, B – otupení a uzavření, C – trhlina ve smykovém páse, D – makrotrhlina) [1]

Lamelární trhliny

Mohou vznikat jak v základním materiálu, tak v tepelně ovlivněné oblasti při poměrně vysokých teplotách. Šíření lamelárních trhlín může probíhat i při teplotách nižších. Lamelární trhliny se týkají základního materiálu, a to především plechů větší tloušťky, když je plech namáhaný ve směru tloušťky. Z toho vyplývá, že lamelární trhliny se tvoří pouze ve válcovaných pleších, velmi ojediněle pak ve výkovicích. Na obr. 3.10 můžeme vidět typickou lamelární trhlinu specifického kaskádovitého tvaru. Takový tvar trhliny je podmíněn nízkou plasticitou ve směru tloušťky spoje. [18]



Obr. 3.10 Lamelární trhlina [19]

Nízká tažnost je zaviněna válcovanou texturou materiálu, a především výskytem nečistot. Nečistoty se v plechu vyskytují především ve vývalcích z ingotů, vyrobených klasickou metalurgií. Při válcování ingotů nahromaděné vměstky vytváří ve směru válcování podélně rozložené oblasti nečistot. Během namáhání plechu ve směru kolmém k povrchu plechu způsobí podélně rozložené nečistoty výrazné snížení pevnostních hodnot plechu. [20]

Žíhací trhliny

Žíhací trhliny vznikají během tepelného zpracování svarových spojů. U svarových spojů se nejčastěji provádí žíhání ke snížení vnitřních napětí. Žíhací teploty se pohybují pod teplotou A_1 . Trhliny vzniklé po žíhání se zjistily nejen ve svarových spoje uhlíkových ocelí, ale i ve svarech austenitických Cr-Ni ocelí a svarech niklových slitin. [1]

Nichols rozdělil žíhací trhliny do tří skupin, které se během žíhání mohou vytvořit:

1. trhliny iniciované v nízkoteplotní oblasti (200-300 °C) během ohřevu na teploty žíhání, které vznikají vlivem prudkého ohřevu na žíhací teplotu, při které je vysoký rozdíl teploty jádra a povrchu svaru
2. klasické žíhací trhliny, které vznikají během samotného procesu žíhání v teplotním rozmezí 600-650 °C
3. podnávarové trhliny, mechanismem tvorby příbuzné druhé skupině, vznikající během navařování austenitické korozivzdorné oceli na běžnou konstrukční ocel [21]

Významnými prvky ovlivňující výskyt žíhacích trhlin jsou povrchově aktivní prvky. Nejčastěji se jedná o fosfor a síru. Síra je v oceli vázaná na sulfidy, ale část zůstává v oceli v tuhém roztoku. Tato síra může segregovat na hranicích původních austenitických zrn a snížit tak kohézní pevnost. Podobně se chová i fosfor. Stejně nepříznivý vliv na svarový kov může mít i měď. [1]

Trhlina, která byla identifikovaná v iniciační fázi jako jeden typ žíhací trhliny, se může šířit jako jiný typ. U těchto základních trhlin umíme rozeznat i korozní trhliny. Pro tvorbu korozních trhlin musí být splněny 3 podmínky:

1. aktivní působení korozního média
2. musí působit tahové pnutí
3. musí být přítomna mikrostruktura citlivá na tvorbu korozních trhlin

Silně působícím korozním médiem mohou být např. sirné sloučeniny, chloridy a volný kyslík. U svařování austenitických ocelí to jsou především chloridy a volný kyslík. [1]

Koroze

Vysokolegované korozivzdorné oceli mimo jiné často pracují v agresivních prostředích urychlující korozi. Nemusí se jednat o korozi celkovou, ale o korozi mezikrystalickou, nožovou nebo korozní praskání. Vyžíhaná austenitická Cr-Ni ocel při opětovném ohřátí na teploty v rozmezí 450–850 °C začne ze zrn austenitu uvolňovat uhlík za vzniku karbidů Cr. Hmota austenitického zrna je ochuzena o chrom, ale pouze v místech, kde se jednotlivá zrna navzájem stýkají. Obsah chromu tedy může místně klesnout pod 12 % a tím vzniká na povrchu zrn pásma ochuzené o chrom neschopné odolávat koroznímu činidlu. [3]

Koroze nožová je soustředěná na úzké pásmo v rozhraní SK/ZM. Svým vzhledem připomíná ostrý zářez nožem. Vzniká působením vysokých teplot rozpouštěním

karbidů Ti nebo Nb v oceli během svařování. Koroze pod napětím je vyvolána současným působením některých korozních prostředí a mechanického namáhání. [3]

Specifické vady svarů vysokolegovaných ocelí

U feritických chromových ocelí může v TOO svarového spoje vznikat martenzit, zatímco ZM nebyl ovlivněn svařovacím cyklem a je čistě feritický. Uhlík uvolňující se z rozpouštějících se karbidů během ohřevové části při svařování může vyvolat vznik austenitu, který při rychlostech ochlazování odpovídajících podmínkám při svařování transformuje na martenzit. Takové oceli proto svařujeme s předehřevem za účelem snížení rychlosti ochlazování. V pásmu přehřátí TOO při teplotách přesahujících 950 °C můžeme očekávat hrubnutí zrn, které způsobuje pokles vrubové houževnatosti v této oblasti. Další mechanismus způsobující zkřehnutí svarů feritických ocelí je vznik σ -fáze, který byl popsán v kapitole 3.1.2. Snížením obsahu C a N ve feritické oceli způsobí, že TOO bude tvořena feritickou strukturou.

Základním problémem martenzitických ocelí je jejich prokalitelnost a náchylnost na tvorbu studených trhlin, a proto při svařování takových materiálů je důležité používat předehřev do cca 250°C. Při takové teplotě zůstává ve struktuře dostatečné množství plastického austenitu, ve kterém se může rozpouštět vodík a dochází k eliminaci napětí vznikající působením H. Ve SK a oblasti přehřátí je limitující hodnotou požadovaných mechanických vlastností vrubová houževnatost. Martenzitické oceli je proto nutné tepelně zpracovat. Obvykle se takové oceli popouští při teplotách pod A_1 za účelem snížení vnitřních napětí a optimalizace mechanických vlastností. Pokud není možné provést TZ po svaření, doporučuje se svarové plochy navařit austenitických přídavným materiálem. Tloušťka návaru musí být taková, aby zajistila, že martenzitický materiál nebude svařováním tepelně ovlivněn. Martenzitické oceli s vyšším obsahem Cr rovněž podléhají náchylnosti ke zkřehnutí a tvorbě σ -fáze viz. kapitola 3.1.2.

Austenitické Cr-Ni oceli svařujeme bez předehřevu, který můžeme zanedbat, protože austenitické oceli nelze kalit a nejsou náchylné na vznik studených trhlin díky vysoké rozpustnosti vodíku. Předehřev by rovněž mohl negativně ovlivnit korozní odolnost svarového spoje. Snížením tepelného příkonu snižujeme náchylnost ke tvorbě teplých trhlin a nebezpečí růstu zrn v oblasti přehřátí. Austenitické oceli se za účelem snížení obsahu uhlíku pod 0,03 hm. % stabilizují prvky s větší afinitou k uhlíku než chrom. Takovým prvkem je např. titan, který tvoří karbidy titanu, čímž znemožní vznik karbidu chromu a zabrání tak případnému ochuzení hranic zrn o chrom, které může vést k mezikrystalické korozi. I u těchto ocelí se můžeme setkat s tvorbou sigma fáze, která způsobuje zkřehnutí a vzniká v teplotní oblasti 500–820 °C. [12]

Ostatní chyby svarových spojů:

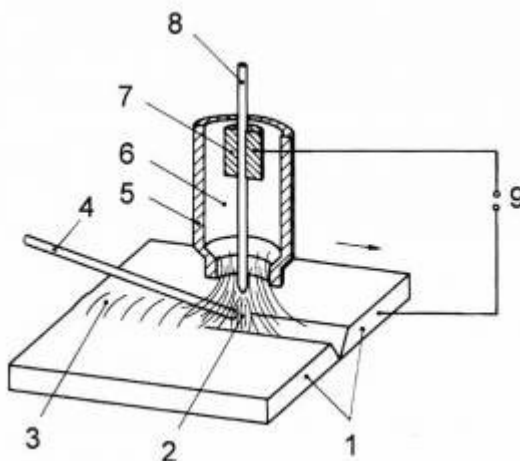
- a) vměstky – pevné nežádoucí příměsi zatavené ve svaru, rozlišujeme kovové, oxidické a struskové vměstky
- b) dutiny a póry – volný vodík, který vlivem rychlého průběhu krystalizace nestihl uniknout ze svarové lázně a následně způsobuje porozitu kovových materiálů, zdrojem pórů mohou být také páry roztavených kovů nebo interakce taveniny s okolní atmosférou
- c) studené spoje, neprůvary a tvarové chyby – technologické chyby svarových spojů, zmenšují funkční plochu a vykazují značný vrubový účinek [12, 18]

3.2 Vybrané metody tavného svařování

3.2.1 Svařování metodou TIG (WIG)

Pojmenování TIG pochází z anglického „Tungsten inert gas“, což v překladu znamená svařování netavící se wolframovou elektrodou v ochranné atmosféře inertního plynu. V evropských společnostech se můžeme setkat také s názvem WIG, kde první písmeno je přejato z němčiny, a opět značí wolfram. [14]

Svařování pomocí elektrického oblouku v plynové ochranné atmosféře je jedna z nejpoužívanějších metod v současnosti. Na obr. 3.11 můžeme vidět schéma svařování pomocí metody TIG. Principem této metody je hoření elektrického oblouku (2) mezi základním materiálem (1) a hrotem netavící se wolframové elektrody (8) umístěnou v ochranné komoře (5). Wolframová elektroda s příměsí Th, Ce nebo La se používá pro svou odolnost vůči vysokým teplotám. Svařování touto metodou je možné i bez přídavného materiálu (4). V takovém případě se svar (3) vytvoří slitím přetaveného kovu ze svarových hran. Jako ochranný plyn (6) se nejčastěji používá argon, helium, kyslík (pouze ve směsích a jeho obsah nepřesahuje 20 %), oxid uhličitý a jejich směsi. Svarová lázeň je působením inertního plynu chráněna před vzdušným kyslíkem, zabraňuje vzniku strusky a výsledkem jsou kvalitní a čisté svary. Svary zhotovené touto metodou mají malou tepelně ovlivněnou oblast a minimální deformace. [1, 14]



Obr. 3.11 Schéma svařování metodou TIG [22]

Během svařování metodou TIG se hlídají především tyto parametry: svařovací napětí a proud, rychlost svařování, rychlost podávání přídavného materiálu a druh ochranného plynu. Čím větší je svařovací proud, tím větší je hloubka svaru. V procesu je možno využít stejnosměrný i střídavý proud. Využitím stejnosměrného proudu se zápornou polaritou na elektrodě získáváme hlubší závar a vyšší rychlosti svařování. Naopak střídavý proud způsobuje katodické čištění, což odstraňuje oxidy z povrchu a ve výsledku získáváme čisté svary. [1]

Svařovací napětí je jediný faktor, kterým dokážeme nastavovat a ovládat délku oblouku. Se zvyšujícím se napětím se zvětšuje i šířka svaru. Naopak užitím příliš krátkého oblouku riskujeme vzniku zkratů. Zkratky poté vedou ke vzniku svarových vad – zápaly, studené spoje

a neprůvary. Napětí mohou ovlivňovat i další faktory (kontaminovaný ochranný plyn, nerovnoměrně podávaný přídavný materiál). [1]

Rychlost svařování je při automatizovaném svařování fixovaná, aby nedocházelo k tvorbě svarů o rozdílných šířkách. Naopak rychlost podávání přídavného materiálu určuje množství nataveného kovu za čas. Pokud zpomalíme podávací rychlost, roste hloubka závaru a zároveň je zplošťuje povrch svaru. Při nízké podávací rychlosti vzniká riziko vzniku zápalů, nepravidelností a trhlin v ose SK. [1]

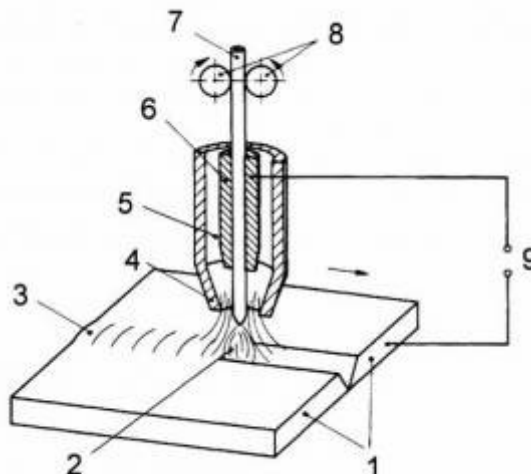
Jak již bylo zmíněno výše, mezi plyny pro ochranu svarové lázně patří především argon a helium a jejich směsi. Druh plynu vybíráme podle následujících kritérií: druh wolframové elektrody, tloušťka a tvar spoje, požadované mechanické vlastnosti svaru, kvalita svařovaného materiálu, poloha svaru, hloubka svaru a cena. Primární úlohou ochranných plynů je chránit svar před oxidací a zároveň zachovat stabilitu elektrického oblouku. Argon je nejlevnějším ze zmíněných ochranných plynů a zároveň i nejčastěji využívaným. Jedná se o inertní plyn, a tudíž jej lze používat samotný, nebo v kombinaci s jinými plyny. [1, 14]

3.2.2 Svařování metodou MIG/MAG

Svařování metodou MIG (Metal Inert Gas) vzniklo jako další varianta obloukového svařování v inertních plynech. Tato metoda ovšem stále využívala drahých inertních plynů, a to vedlo k dalšímu technologickému vývoji metody MIG. Postupně se při svařování MIG nelegovaných ocelí začal využívat oxid uhličitý, který se do 700 °C chová jako inertní plyn a při překročení těchto teplot se rozkládá na kyslík a oxid uhelnatý. Obě složky vzniklé rozložením oxidu uhličitého mohou chemicky aktivně působit na svarovou lázeň. To dalo za vznik metodě MAG (Metal Active Gas), která obloukové svařování v oxidu uhličitém považuje za svařování v aktivním plynu. [2]

Principem obloukového svařování v plynové atmosféře tavící se elektrodou je hoření elektrického oblouku v plynové ochraně mezi odtavující se elektrodou a svařovaným materiálem. Jedná se o tavné svařování, při kterém vzniká svarová lázeň, která po ztuhnutí vytváří pevnou vazbu mezi spojovanými materiály. Během ohřevu, tavení a ochlazování dochází k různým metalurgickým dějům. Většina metalurgických dějů často probíhá v nerovnovážných podmínkách. To může být zaviněno lokálním natavením materiálu, širokým intervalem teplot svarové lázně měnící se během tavby nebo rychlým tuhnutím svarové lázně. Pro zabezpečení relativně příhodných podmínek během svařování MIG/MAG jsou vyžadovány zvláštní opatření jako např. vhodné chemické složení přídavných materiálů a správné nastavení parametrů svařování. [1, 2]

Jak můžeme vidět na obr. 3.12, hořák se skládá z plynové trubice (4), kterou je ochranný, resp. aktivní plyn (5) ke svaru dodáván. Uvnitř hrdla trubice je umístěna trubička (6), která zajišťuje elektrický kontakt (2) a vede elektrodu do svaru. Elektroda (7) je připojena na jeden z pólů zdroje proudu (9). Během hoření oblouku se pak elektroda, na základě předem zvolených parametrů, odtavuje ve svarové lázni určitou rychlostí. Celistvost a pravidelnost svarové housenky (3) je zajištěna neustálým podáváním (8) elektrody konstantní rychlostí do místa spoje svařovaného dílu (1). [1]



Obr. 3.12 Schéma svařování metodou MIG/MAG [23]

Jako přídavný materiál se používají plné nebo plněné dráty malých průměrů (0,8 – 2,6 mm) [1]. Přídavné materiály plní během svařování zejména tyto funkce:

- doplňují objem svarové lázně, zabezpečují její požadovaný tvar a průřez
- nahrazují/doplňují prvky, které se svařováním vypálily nebo jiným způsobem snížily koncentraci ve svaru [2]

Plné drátové elektrody lze dále dělit podle obsahu legujících prvků v základním materiálu. Na svařování vysokolegovaných ocelí metodou MIG jsou nejvhodnější právě drátové elektrody podobného chemického složení jako svařovaný materiál. Často je tento požadavek nereálné splnit, neboť chemické složení dodávaných drátů je značně omezeno. Při svařování austenitických korozivzdorných ocelí metodou MIG je potřeba vybrat takové drátové elektrody, které dávají svarové kovy se stejným nebo podobným chemickým složením, jako austenitické oceli. [2]

Plněné elektrody ve formě drátu jsou vyrobeny stočením tenkého plechu a uvnitř naplněny tavidlem. Tavidlo obsahuje mj. dezoxidační a denitrifikační přísady, které ochraňují svar před oxidací a nadusíkováním. Hlavní výhodou plněných přídavných materiálů je vyšší produktivita v porovnání s plnými dráty. [1]

Ochranné plyny jsou nedílnou součástí MIG/MAG svařování. Ochranné plyny zabezpečují ochranu tavící se elektrody, svarové lázně a vyhřátých oblastí základního materiálu před škodlivými účinky vzdušné atmosféry. Zároveň vytváří příznivé podmínky pro zapálení a hoření elektrického oblouku, přenos kovu v oblouku a stabilitu samotného svářečského procesu. Mezi ochranné plyny, podobně jako u metody TIG, patří argon, oxid uhličitý, helium a kyslík a jejich směsi. [2]

Elektrický oblouk se zapaluje lépe a stabilita oblouku je vyšší, čím je ionizační energie a tepelná vodivost plynu menší. Mezi přednosti argonu patří právě malá ionizační energie a malá tepelná vodivost. Argon má díky tomu dominantní zastoupení mezi ochrannými plyny. Jednotlivé směsi, které tvoří argon s jedním nebo více příměsí, pak vykazují jiné vlastnosti a parametry (např. rychlost svařování, tvorba povrchové strusky, hloubka svaru). Tepelný výkon elektrického oblouku roste s napětím v oblouku. Přísady jako vodík a hélium výrazně zvyšují napětí v oblouku a tím pádem i tepelný výkon. Přidáním hélia a oxidu uhličitého do argonu se zvyšuje hloubka svaru a mění se tvar svarového spoje. [1, 2]

Vlastnosti ochranných plynů se vyhodnocují především podle následujících parametrů: zapalování a stabilita oblouku, přenos kovu a rozstřík, formování svaru, množství a oddělitelnost strusky, produktivita a cena. [2]

4 Experimentální část

4.1 Metodická část experimentu

První část práce pojednává o metalografickém hodnocení struktury svarů a návarů a jejich tepelně ovlivněné oblasti. Toto hodnocení vyžadovalo zvolit u některých svarů více než jedno místo odběru. U vzorku P27 byly zvoleny dvě místa odběru, jeden z povrchové části svaru, a druhý naopak z kořenové části svaru. Podobně tomu bylo u vzorku 3923. Místa odběru vzorků se tedy lišila s ohledem na daný typ svaru.

Pro separaci vzorků byly použity laboratorní rozbrušovačky s intenzivním chlazením od firmy LECO a Struers. Metalografické výbrusy všech pěti vzorků byly po zalisování broušeny za mokra brusnými kotouči dělených dle zrnitosti. Následně probíhalo leštění za použití diamantových past o průměru účinných částic 0,7 a 3 μm . Broušení i leštění bylo prováděno na víceúčelovém zařízení od firmy LECO.

Pro pozorování mikrostruktury bylo nutné vzorky naleptat. U některých vzorků, z hlediska chemického složení bylo nutné leptat nejdříve základní materiál a až následně svarový kov. Pro naleptání vysokolegovaných austenitických ocelí byla použita lučavka královská (směs koncentrované HNO_3 a HCl v poměru 1:3), která optimálně naleptávala jak základní materiál, tak svarový kov. K leptání základního materiálu nízkolegovaných ocelí bylo použito leptadlo Villela–Bain (0,6 % kyselina pikrová, 5 % HCl o koncentraci 35 %, 94,4 % ethanol). Leptání návarů u vzorků P751 a 3923 bylo provedeno pomocí leptadla Marble (48,6 % HCl o koncentraci 35 %, 4,1 % $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, 47,3 % ethanol), které bylo použito i na některé svary austenitických ocelí. Podíl jednotlivých složek zmíněných leptadel je uveden v obj. %.

Samotné pozorování mikrostruktury vzorků bylo prováděno na mikroskopu Olympus GX-51 a Zeiss Axio Observer Z1m. Všechny vzorky byly podrobeny EDS analýze základního materiálu a svarového kovu na rastrovacích elektronových mikroskopech Philips XL 30 a Zeiss Ultra Plus vybavených EDS analyzátozem Oxford.

Tvrдость experimentálního materiálu byla měřena napříč všemi oblastmi svarového spoje (svarový kov, tepelně ovlivněná oblast, základní materiál) metodou dle Vickerse za pomoci poloautomatického mikrotvrdoměru LECO LM274AT.

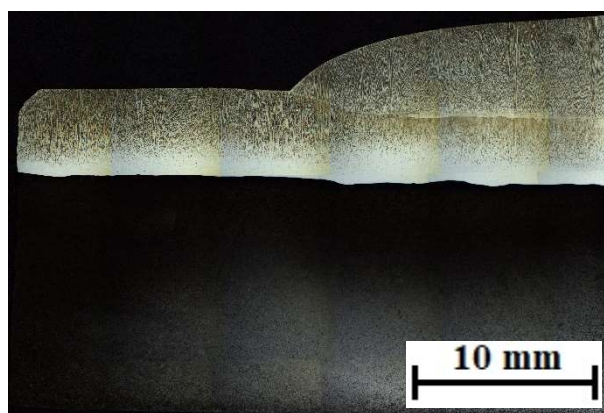
4.2 Experimentální materiál

Ke zhodnocení bylo dodáno celkem 5 svarových spojů zhotovených svařovacími metodami MAG a TIG. Pokud nebylo dodáno chemické složení, byla pro určení chemického složení použita metoda optické emisní spektrometrie GD-OES. Naměřené chemické složení základního materiálu všech vzorků je uvedeno v tab. 4.1. Pouze u vzorku P111 a 3923 bylo naměřeno chemické složení svarového kovu. Z dodaných rozborů bylo možné definovat použité oceli a přídatné materiály.

Vzorek **P751** – austenitický návar na oceli jejíž chemické složení odpovídá nízkolegované žárupevné oceli 14CrMo10-9. Na obr. 4.2 je zobrazena makrostruktura svarového kovu. Základní materiál je zde značně přeleptán kvůli použití 2 různých leptadel, jejichž volba závisela na chemickém složení ZM a SK.



Obr. 4.1 Vzorek P751

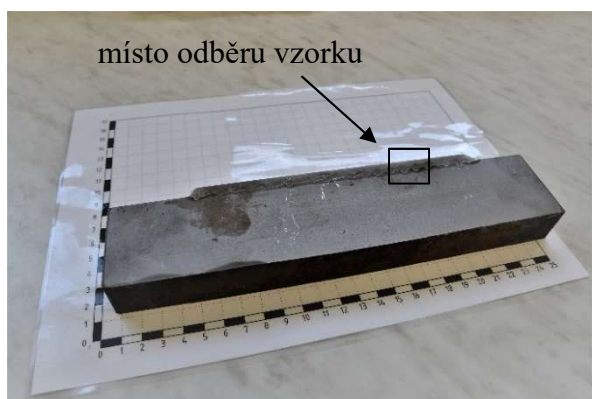


Obr. 4.2 Makrostruktura svaru

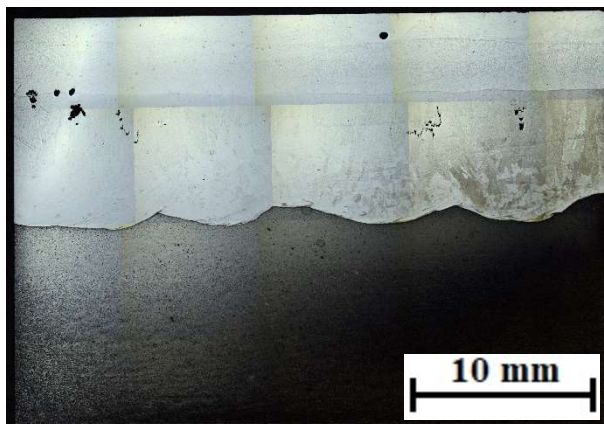
Vzorek **3923** – nízkouhlíková konstrukční ocel 11 523 s návarem zhotoveným elektrodou OK Autrod 318Si, chemické složení tohoto svařovacího drátu je uvedeno v tab. 4.1. I u tohoto vzorku došlo k přeleptání makrostruktury ZM vlivem použití leptadla vhodného pouze pro SK (obr. 4.4).

Tab. 4.1 Typické chemické složení elektrody OK Autrod 318Si v hm. %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb
<0,08	0,80	1,70	19,0	12,5	2,80	<1,00

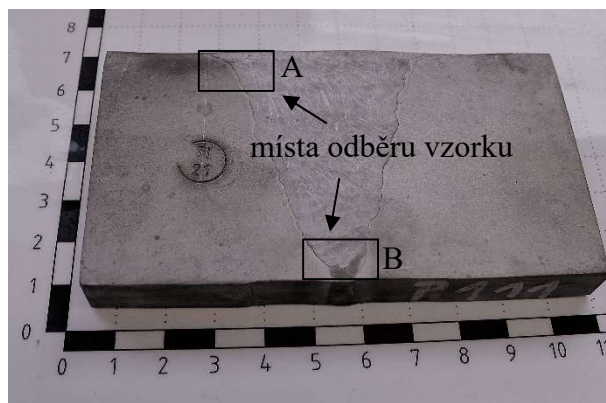


Obr. 4.3 Vzorek 3932

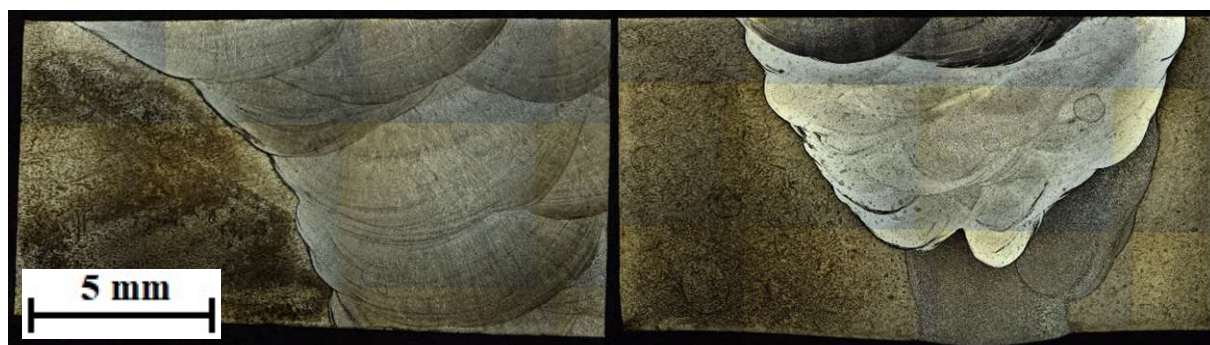


Obr. 4.4 Makrostruktura svaru

Vzorek **P111** – V-svar, základní materiál odpovídá chemickému složení austenitické oceli X4CrNi18-10, jako přídatný materiál byla použita austenitická Cr-Ni-Mo-V ocel s vyšším obsahem δ -feritu.



Obr. 4.5 Vzorek P111

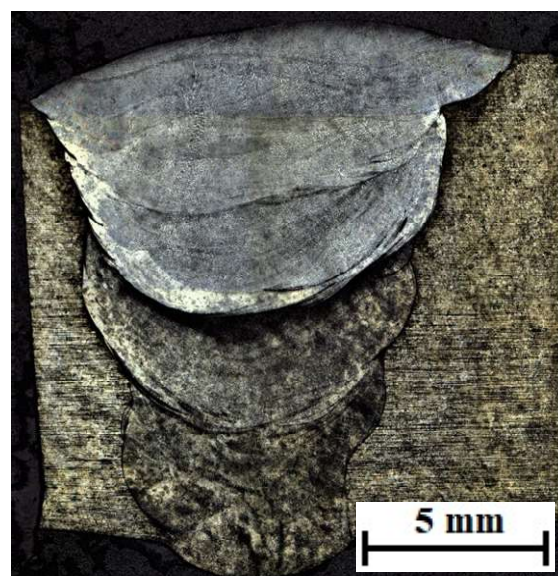


Obr. 4.6 Makrostruktura svaru (vlevo část A, vpravo část B)

Vzorek **P27** – vícevrstvý V-svar na austenitické vysokolegované oceli, která svým chemickým složením odpovídá oceli X4CrNi18-10. Svarový kov by měl být tvořen austenitem s větším podílem δ -feritu.

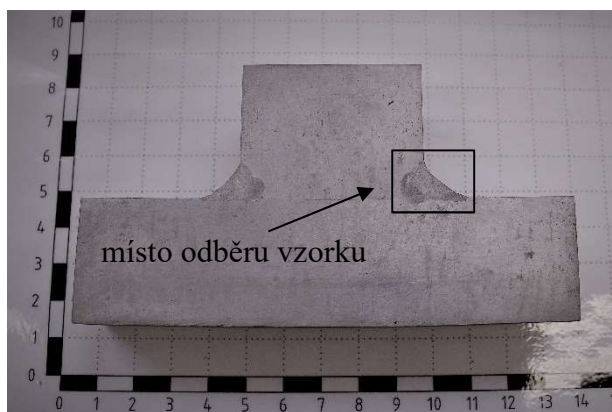


Obr. 4.7 Vzorek P27

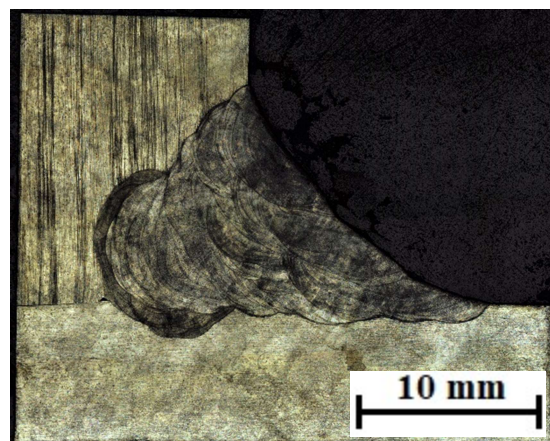


Obr. 4.8 Makrostruktura svaru

Vzorek **3843** – koutový svar ocelí odpovídající chemickému složení austenitické vysokolegované oceli X2CrNiMo17-12-2.



Obr. 4.9 Vzorek 3843



Obr. 4.10 Makrostruktura svaru

Tab. 4.2 Chemické složení základního materiálu vzorků v hm. %

	P751	3923	P111	P27	3843-1	3843-2
C	0,14	0,18	0,04	0,04	0,01	<0,01
Mn	0,51	1,65	1,59	1,70	1,80	1,74
Si	0,17	0,50	0,48	0,28	0,32	0,34
Cr	2,28	0,30	17,60	17,20	16,80	16,80
Ni	0,28	0,50	9,90	10,90	10,60	10,70
Mo	0,99	0,10	0,07	0,49	2,21	2,11
V	0,01	0,12	0,12	0,09	0,12	0,13
Ti	0,03	-	0,28	0,34	0,20	0,25
P	0,006	0,025	0,019	0,023	0,035	0,036
S	0,002	0,020	0,005	0,001	0,001	0,014

4.3 Výsledky experimentu

Součástí vyhodnocení každého vzorku byl metalografický rozbor mikrostruktury, hodnocení chemického složení pomocí EDS a měření mikrotvrdosti. Mikrostruktura se vždy skládala ze tří oblastí: svarového kovu (SK), více či méně výrazné tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a základního materiálu (ZM). Měření mikrotvrdosti bylo prováděno na rozhraní svar – základní materiál při použití zatížení HV0,1.

Vzorky byly rozděleny do dvou skupin podle typu základního materiálu:

4.3.1 Nízkolegovaná uhlíková ocel

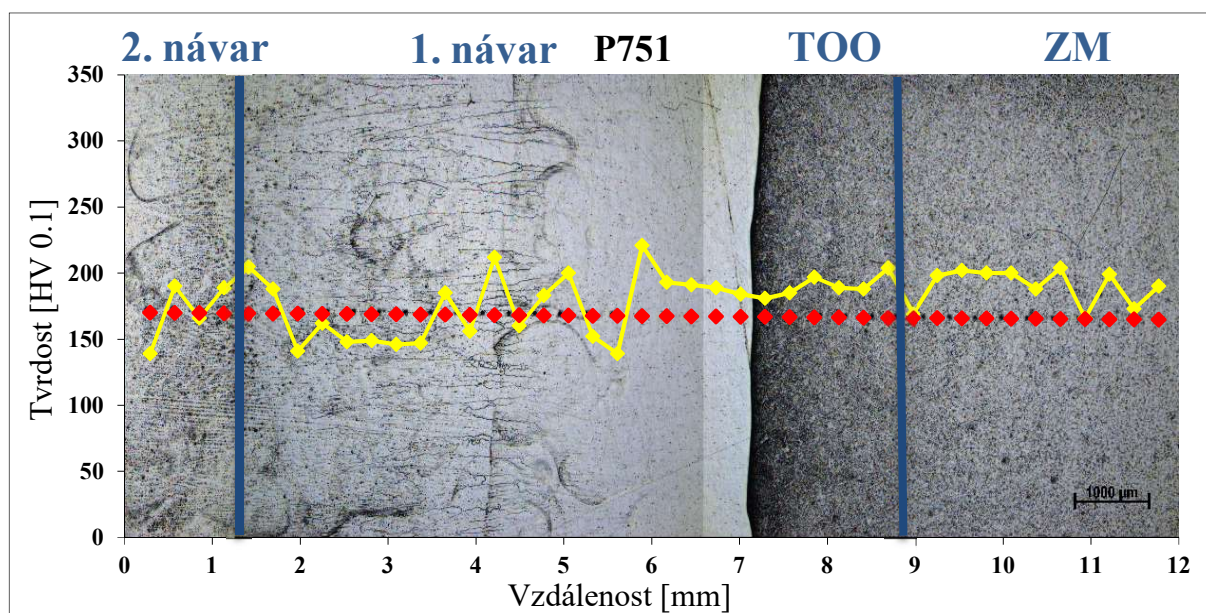
Vzorek P751

Dvouvrstvý návar na zušlechtnuté žárupevné oceli 14CrMo10-9 o tloušťce cca 8 mm je tvořen relativně hrubou lici dendritickou strukturou s viditelnými hranicemi zrn (obr. P1, P2). Jednotlivá zrna SK jsou protažena ve směru gradientu tepla. Pomocí EDS analýzy bylo určeno chemické složení návaru (tab. 4.3). Byl naměřen vysoký podíl niklu, který byl způsoben použitím tzv. niklového polštáře, který zabraňuje nežádoucímu přerozdělení legujících prvků. Z těchto důvodů se mikrostruktura původního austenitického návaru blíží struktuře lité niklové slitiny.

Tab. 4.3 Chemické složení návaru v hm. %

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Nb
17,7	66,0	0,6	2,7	0,4	2,6

Struktura TOO v oblasti přehřátí je tvořena hrubou martenzitickou strukturou (obr. P3). Mikrostruktura se dále vlivem překrystalizace původní struktury zjemňuje (obr. P4) a v dalších oblastech tepelně ovlivněné zóny lze již pozorovat popuštěný nízkouhlíkový martenzit (obr. P5) odpovídající základnímu materiálu. S největší pravděpodobností se jedná o samokalitelnou ocel, která si zachovává zakalenou strukturu i po svařovacím cyklu.



Obr. 4.11 Průběh tvrdosti – vzorek P751

Tvrdość tohoto vzorku byla měřena na rozhraní návar – TOO – ZM a je zobrazena na obr. 4.11 Tvrdość obou návarů je velmi proměnlivá. Tvrdość SK dosahuje maximálně 221 HV_{0,1}. Nejnižší naměřená tvrdość ve SK odpovídá 139 HV_{0,1}. Jednotlivé výkyvy lze vysvětlit rozdílnou rychlostí ochlazení taveniny a místní segregací prvků ovlivňující tvrdość dané části návaru. V celé TOO je tvrdość poměrně stálá, mohlo zde dojít k vyhřátí a popuštění. Průměrná tvrdość TOO je 186 HV_{0,1}.

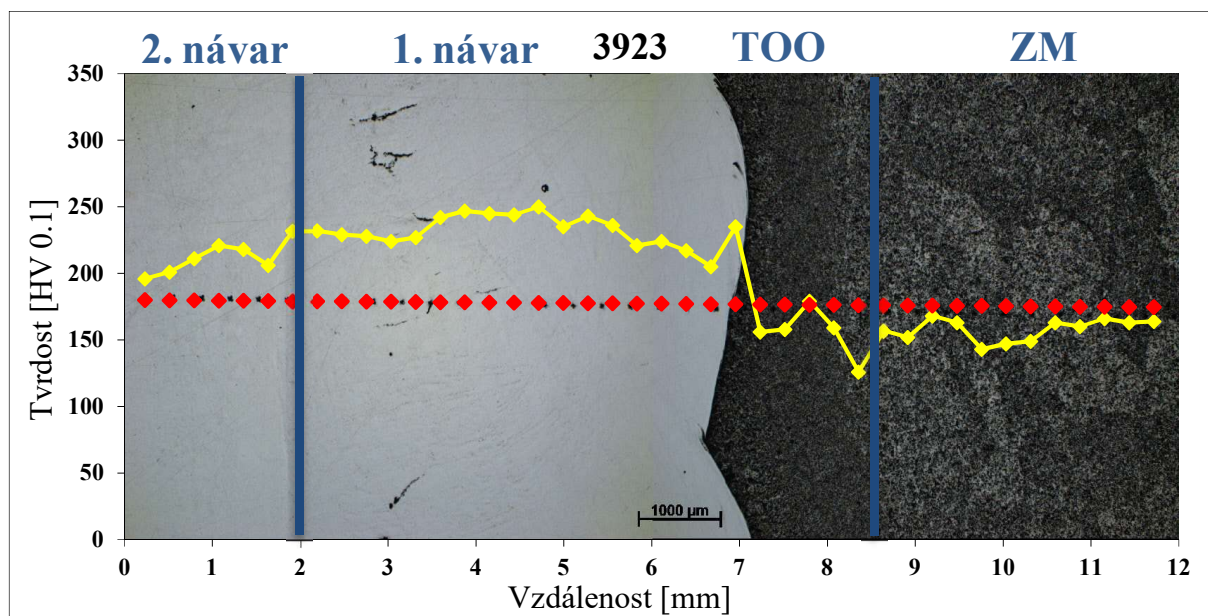
Vzorek 3923

Dvou vrstvý austenitický návar provedený elektrodou OK Autrod 318Si na nízkouhlíkové konstrukční jemnozrnné oceli 11 523 s maximální tloušťkou 9 mm. Pomocí EDS analýzy bylo zjištěno chemické složení dvouvrstvého austenitického návaru (tab. 4.5). Ačkoliv jsou návary zhotoveny ze stejného přídavného materiálu, jejich chemické složení se nepatrně liší. Což je dáno rozdílnou polohou analyzované oblasti a částečným promísením dolního návaru se základním materiálem.

Tab. 4.4 Chemické složení návarů v hm. %

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Nb
horní návar	16,8	10,7	2,7	1,4	0,8	1,2
dolní návar	14	8,9	1,7	1,9	0,2	0,4

Návary jsou tvořeny líčí strukturou, zejména u dolního návaru jsou pak viditelná protáhlá austenitická líčí zrna (obr. P6). Na rozhraní návar – návar bylo nalezeno několik staženin o velikostech 100 až 200 μm (obr. P7) V oblasti přehřátí dochází k růstu austenitických zrn (obr. P8). V oblastech normalizace a částečné překrystalizace se tvoří velmi jemná mikrostruktura, v místech vyhřátých pod teplotu A_1 dochází k tvorbě zrnitého perlitu. TOO poté plynule přechází do základního materiálu (obr. P9), který je tvořen jemnozrnnou feriticko-perlitickou strukturou (obr. P10). Řádkování ve struktuře ZM je pozůstatkem tváření za studena.



Obr. 4.12 Průběh tvrdości – vzorek 3923

Na obr. 4.12 je znázorněn průběh tvrdosti vzorku 3923. Po celé délce svaru můžeme pozorovat zvýšené hodnoty tvrdosti v porovnání se základním materiálem. Zvýšená tvrdost je dána charakterem vzniklé mikrostruktury návaru. Na rozhraní návaru a ZM je v důsledku rychlého ochlazení SK a přehřátí TOO pozorován prudký pokles tvrdosti z 248 HV_{0,1} na 165 HV_{0,1}.

4.3.2 Austenitická korozivzdorná ocel

Vzorky P111, P27 a 3843 spadají do skupiny austenitických korozivzdorných ocelí. Chemické složení svarového kovu jednotlivých vzorků bylo zjištěno pomocí EDS analýzy a je uvedeno v tab. 4.5. Rozbor chemického složení vzorku P27 byl proveden v hlavové (P27-A) i kořenové (P27-B) části svaru. Chemickým složením jsou si jednotlivé vzorky velmi podobné. Výjimkou je kořenová část vzorku (P111B), kde došlo k výraznému promísení základního materiálu s přídavným materiálem a SK je tak ochuzen o molybden. Obdobná situace s molybdenem nastala i u vzorku P27. V kořenové části vzorku P27 byl pozorován pokles obsahu niklu, z čehož lze odvodit větší promísení SK a ZM v této oblasti svarového spoje.

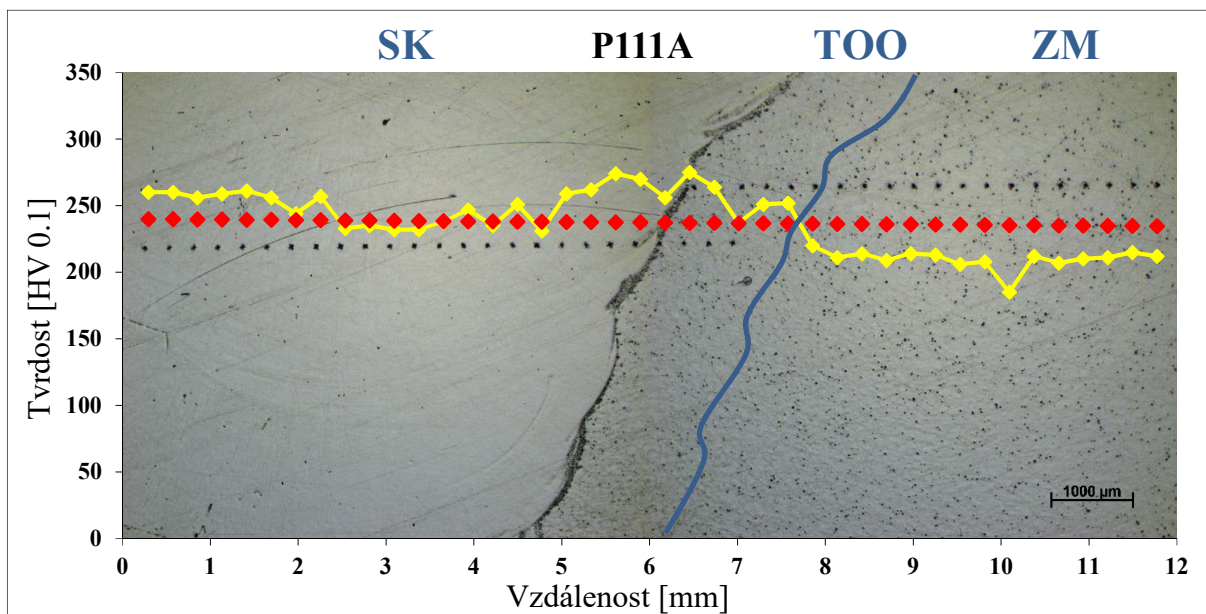
Tab. 4.5 Chemické složení návaru u vybraných vzorků v hm. %

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si
P111A	18,6	10,7	2,4	1,6	0,5
P111B	18,5	10,3	-	1,8	0,8
P27-A	21,0	24,5	4,1	1,9	0,2
P27-B	23,7	10,8	0,8	2,0	0,3
3843	17,7	11,5	3,0	2,1	0,8

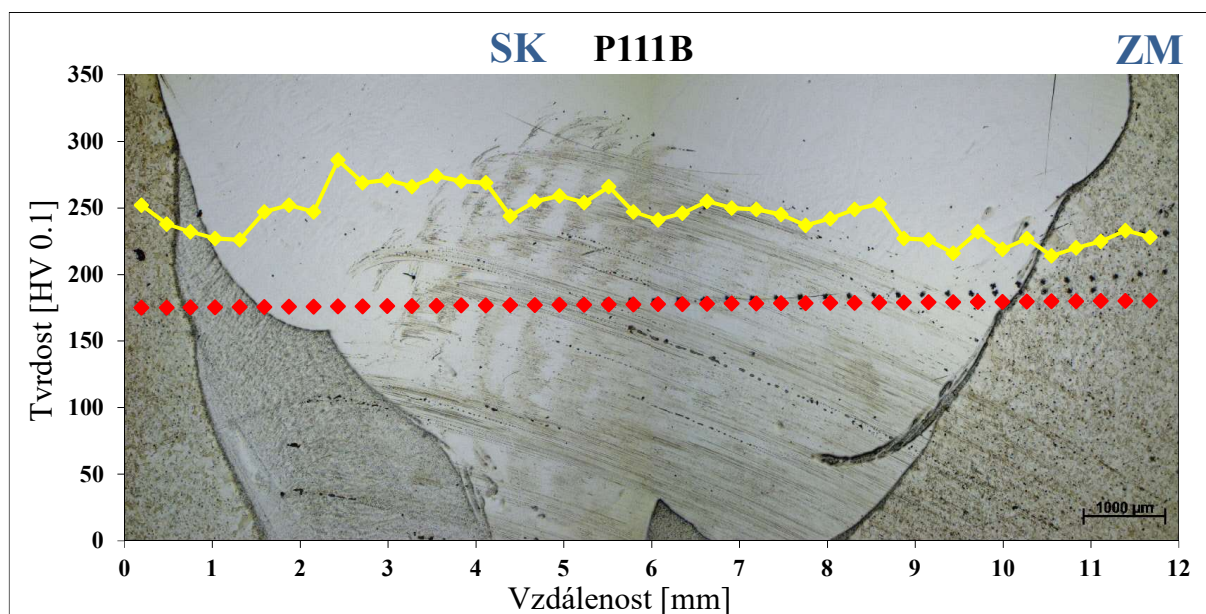
Vzorek P111

Svar zhotovený pomocí Cr-Ni-Mo-V oceli s vyšším obsahem δ -feritu v austenitické Cr-Ni oceli je přibližně 60 mm vysoký. Jeho mikrostruktura je tvořena licí strukturou (obr. P11, P12) se snadno rozlišitelnými svarovými housenkami (obr. P13, P14). TOO má šířku asi 1 mm a první část je tvořena úzkou oblastí na hranici ztavení za ní následuje oblast přehřátí, kde bylo pozorováno markantní zhrubnutí austenitických zrn (obr. P15). Základní materiál je tvořen jemnou austenitickou strukturou (obr. P16), která je stabilizována titanem, který tvoří karbidy a nitridy Ti (obr. P17).

Mikrotvrdost byla měřena jak na vzorku A z povrchu svaru (obr. 4.13), tak na vzorku B z kořenové části svaru (obr. 4.14). U vzorku A lze vidět nárůst tvrdosti v oblasti přechodu SK – TOO, který může být působen segregací legujících prvků a nečistot na rozhraní SK – TOO. Maximální hodnota tvrdosti pak dosahuje 275 HV_{0,1}. Na vzorku B nebyla nalezena TOO a byl pozorován nárůst tvrdosti v oblasti svarového kovu. Maximální naměřená tvrdost ve SK je rovna 286 HV_{0,1}.



Obr. 4.13 Průběh tvrdosti – vzorek P111A

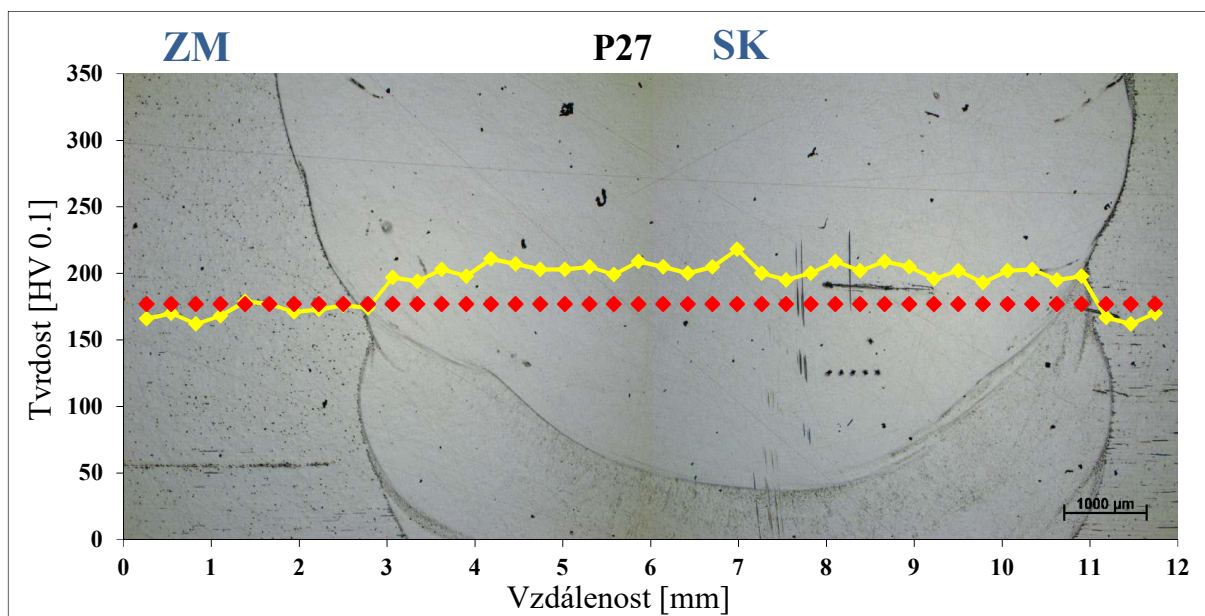


Obr. 4.14 Průběh tvrdosti – vzorek P111B

Vzorek P27

Vícevrstvý svar má tloušťku asi 15 mm a z makrostruktury (obr. 4.8) lze rozeznat jednotlivé svarové housenky. Na obr. P18 je zobrazeno rozhraní jednotlivých svarů s rozdílným chemickým složením. Na rozhraní svaru a základního materiálu můžeme očekávat zvýšenou koncentraci legujících prvků nerozpuštěných v tuhém roztoku austenitu. V základním materiálu jsou pozorovány podlouhlé sulfidické vměstky, které vznikly během tváření za studena (obr. P19). Na rozhraní SK – ZM nebyla pozorována výrazná TOO. Základní materiál je tvořen hrubším austenitem než vzorek P111. EDS analýzou byl zjištěn rozdíl v chemickém složení hlavové a kořenové části svaru, který může být zaviněn nesourodým promísením svarového kovu nebo použitím odlišného přídavného materiálu.

Obr. 4.15 popisuje průběh tvrdosti napříč celým svarem. V grafu je vidět zvýšená tvrdost materiálu v oblasti SK v porovnání se ZM, což může být dáno zvýšeným obsahem některých prvků nebo vyšší rychlostí ochlazování. Průměrná hodnota tvrdosti ZM je 171 HV_{0,1}. Ve SK byla naměřena průměrná hodnota 203 HV_{0,1}.

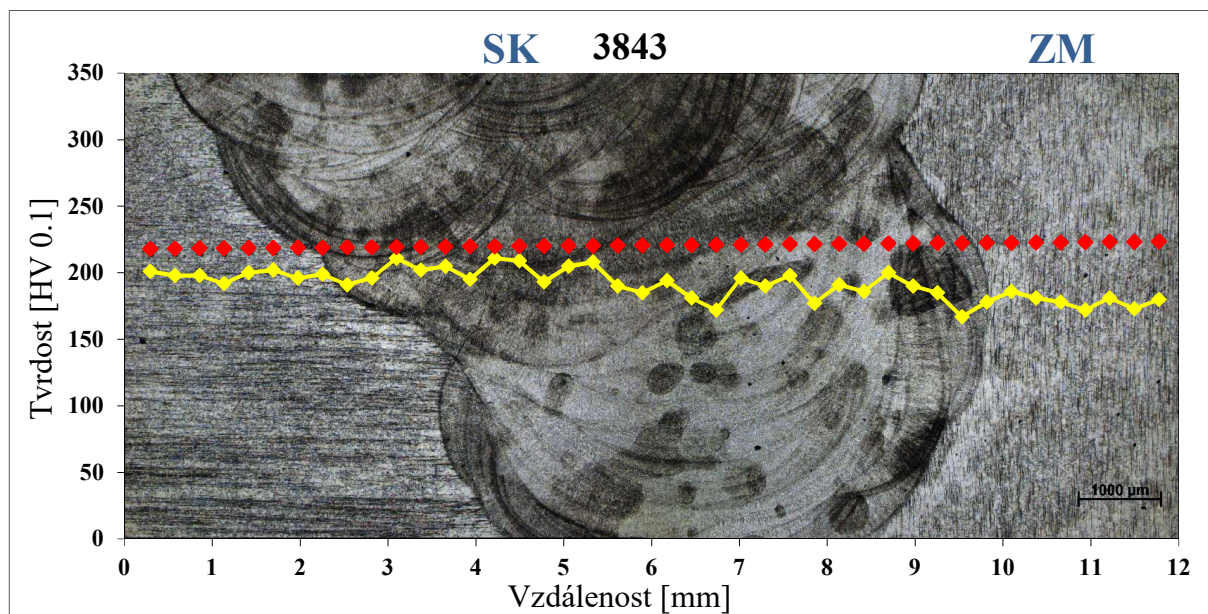


Obr. 4.15 Průběh tvrdosti – vzorek P27

Vzorek 3843

Koutový svar austenitických ocelí, které svým chemickým složením odpovídají oceli X2CrNiMo17-12-2, je tvořen lící strukturou (obr. P20), jejíž zrna rostla ve směru největšího odvodu tepla z dané housenky (obr. P21). Ve svaru byla nalezena typická vada koutových svarů – neprůvar – o velikostech 200 x 100 μm (obr. P22). TOO je velmi nevýrazná, nedochází zde totiž ke zhrubnutí zrn v oblasti přehřátí (obr. P23) v porovnání se vzorkem P111. Podobně jako u vzorku P27, je ZM tvořen jemným austenitem (obr. P24), který je stabilizován karbonitridy titanu o rozměru řádově 10 μm (obr. P25). I u tohoto vzorku můžeme pozorovat podlouhlé sulfidické vměstky v základním materiálu (obr. P26).

Z obr. 4.16 je patrné, že v oblasti svaru je tvrdost velmi proměnlivá. Tato vlastnost SK může být zaviněna nerovnoměrným tuhnutím svarové lázně a opětovným vyhřátím již ztuhlých svarových housenek. Maximální hodnoty tvrdosti SK dosahují 211 HV_{0,1}. Mírný rozdíl tvrdosti v jednotlivých základních materiálech může být dán rozdílnou orientací přetvářených sulfidických vměstků.



Obr. 4.16 Průběh tvrdosti – vzorek 3843

5 Diskuze výsledků

Pro přehlednost budou jednotlivé vzorky zhodnoceny samostatně.

Vzorek P751 představuje dvouvrstvý austenitický návar na zušlechtně žárupevné oceli 14CrMo10-9. Svarový kov vzorku P751 je kromě typické lící struktury specifický protáhlými dendrity rostoucími ve směru největšího odvodu tepla. Chemickým rozbořem byl zjištěn vysoký podíl niklu ve SK, který měl zabránit výraznému promísení SK a ZM. Z tohoto důvodu bylo pozorováno ostré rozhraní, na kterém lze pozorovat oblasti částečného natavení ZM. Tvrdost v oblasti svaru se pohybuje mezi 139 a 221 HV_{0,1}. Proměnlivost tvrdosti ve SK je důsledkem nerovnoměrné rychlosti ochlazování. V TOO byl pozorován hrubý nízkouhlíkový martenzit. TOO tohoto vzorku lze považovat za část svarového spoje, ve které mohlo dojít k popuštění struktury. Tvrdost v TOO v průměru dosahuje 186 HV_{0,1}. Průběh mikrotvrdosti odpovídá změnám uvnitř TOO, což je průvodním znakem popouštění tohoto typu oceli. Základní materiál je pak tvořen martenzitickou strukturou, která je značně jemnější než struktura TOO.

Vzorek 3923 je tvořen dvěma austenitickými návary na nízkouhlíkové konstrukční oceli 11 523. Mikrostrukturou SK je vzorek 3923 podobný vzorku P751. Zejména u dolního návaru jsou viditelná protáhlá lící zrna s výraznou dendritickou kresbou. Rozbor chemického složení odhalil mírnou chemickou heterogenitu návaru, která je dána nestejným promísením návaru a základního materiálu. Na přechodu návarů bylo nalezeno několik staženin, které svou délkou nepřesahují 200 μm . Takovéto staženiny mohou působit jako iniciátory trhlin a vést k porušení svařované konstrukce. TOO je charakteristická zhrubnutím austenitických zrn, které způsobilo prudký pokles tvrdosti v oblasti přehřátí. Z hodnot tvrdosti SK, které dosahují až 248 HV_{0,1}, tvrdost v TOO skokově klesla až na 165 HV_{0,1}. Hodnoty tvrdosti se dále v jemnozrnné feriticko-perlitické struktuře tvořící základní materiál už výrazně nemění.

Vzorek P111 představuje svar v austenitické Cr-Ni oceli zhotovený pomocí přídavného materiálu odpovídající svým chemickým složením Cr-Ni-Mo-V oceli s vyšším obsahem δ -feritu. Mikrostruktura SK je tvořena lící strukturou se snadno rozeznatelnými svarovými housenkami. Chemickým rozbořem byla zjištěna chemická heterogenita v hlavové a kořenové části svaru, kde právě kořenová část svaru je ochuzena o molybden vlivem nadměrného promísení základního a přídavného materiálu v této části svaru. Ze snadno rozpoznatelných hranic rozhraní SK – ZM v nenaleptaném stavu lze usoudit, že příměsi ve svarové lázni se vylučují výhradně po hranicích. TOO tvoří úzkou oblast podél hranice ztavení, ve které je po naleptání pozorováno výrazné zvětšení austenitických zrn. U vzorku z povrchové části svaru je pozorován nepatrný nárůst tvrdosti na rozhraní SK – TOO. Hodnoty tvrdosti SK dosahují maximálně 286 HV_{0,1}. Jemnozrnná austenitická struktura stabilizovaná titanem tvoří základní materiál, kde hodnoty tvrdosti dosahují maximálně 227 HV_{0,1}.

Vzorek P27 je vícevrstvý svar v austenitické Cr-Ni oceli za použití austenitického přídavného materiálu s vyšším obsahem δ -feritu. Již z makrostruktury bylo zřejmé, že se jedná o svarový kov, který vykazuje heterogenitu jednotlivých svarových vrstev. EDS analýzou hlavové a kořenové části svaru byl odhalen pokles množství Mo v kořenové části svaru (podobně jako u vzorku P111), ale i značný pokles obsahu Ni, který je dán větším promísením SK a ZM v kořenové části svaru v porovnání s horní částí svaru. V nenaleptaném stavu lze pozorovat ostré hranice na rozhraní SK, které značí zvýšený výskyt vměstků

právě na hranicích. Vzorek vyniká prakticky nulovou TOO, což může být dáno vhodně zvolenými svařovacími parametry. V základním materiálu austenitické struktury byly nalezeny sulfidické vměstky, které vznikly během tváření za studena. V celé šířce SK jsou hodnoty tvrdosti o 30-50 HV_{0,1} vyšší než ZM, což může být dáno zvýšenou rychlostí ochlazování SK a změnou mikrostruktury.

Vzorek 3843 představuje koutový svar austenitických Cr-Ni oceli. Svarový kov je tvořen lící strukturou se zrnny tuhnuocími ve směru největšího odvodu tepla do ZM. Na rozhraní ZM – SK – ZM byl nalezen neprůvar, který je typickou vadou koutových svarů při použití metody MAG/TIG. Tvrdost v oblasti svaru kolísá mezi 167 a 211 HV_{0,1}, což je zaviněno nerovnoměrným tuhnutím svarové lázně. Z hlediska chemického složení je SK velice podobný ZM a patrně byl použit přídavný materiál o podobném chemickém složení jako ZM. Mikrostrukturou ZM je tento vzorek identický se vzorkem P27. I zde byly pozorovány deformované sulfidické vměstky i stabilizační částice v podobě karbidů a nitridů titanu, popř. niobu. Mírný rozdíl tvrdosti byl pozorován v základních materiálech. Důvodem může být rozdílná orientace přetvářených sulfidických vměstků ve konkrétním ZM.

6 Závěr

Cílem bakalářské práce bylo provést strukturní analýzu svarových spojů nízkolegovaných a vysokolegovaných ocelí pomocí metod z oblasti materiálových věd zahrnující především metalografický rozbor a měření tvrdosti. K posouzení bylo dodáno celkem 5 vzorků. První 2 vzorky s označením P751 a 3923 byly návary na nízkolegované a uhlíkové oceli a zbylé 3 vzorky označeny P111, P27 a 3843 byly svary austenitických korozivzdorných ocelí.

Na základě výsledků dosažených hodnocením mikrostruktury metalografických výbrusů a měřením tvrdosti lze doporučit použité metody tavného svařování TIG a MAG pro realizaci svarových spojů, které by využívaly daných základních a přídavných materiálů. Analýza chemického složení potvrdila nerovnoměrné promísení základního materiálu s přídavným materiálem v určitých částech svarového spoje, které je dáno rychlostí ochlazování svarového kovu a použitou metodou svařování. Austenitický přídavný materiál se osvědčil i jako materiál vhodný ke zhotovení návarů na nízkolegovaných uhlíkových ocelích. Vady nalezené ve zkoumavých svarech a návarech nemají vzhledem ke své velikosti zásadní dopad na mechanické vlastnosti svařence. Tyto vady lze odstranit úpravou svařovacích parametrů, zejména pak zavedením předehřevu u nízkolegovaných uhlíkových ocelí k odstranění hrubnutí zrn v TOO a snížením tepelného příkonu pro odstranění hrubnutí zrn u austenitických ocelí. Automatizované navařování může omezit vznik staženin vlivem zaručeného působení ochranného plynu po celou dobu svařovacího cyklu.

7 Literatura

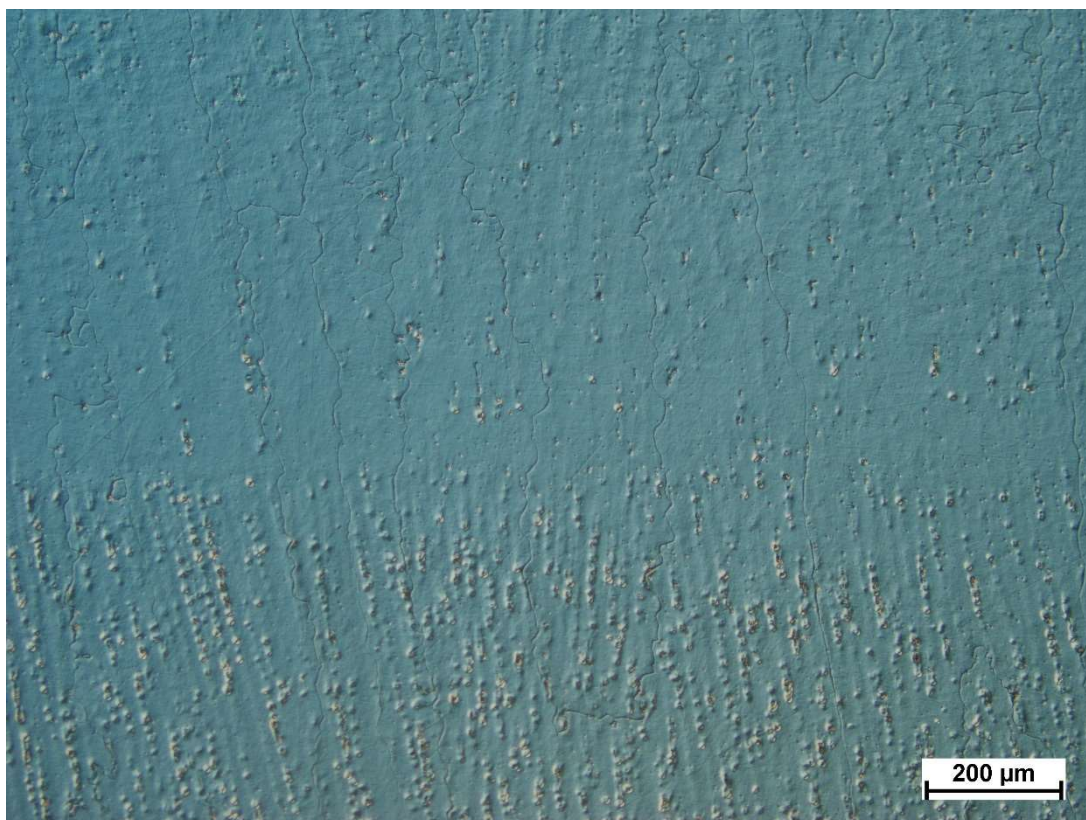
- [1] HRIVŇÁK, Ivan. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. 1. vyd. V Bratislave: Slovenská technická univerzita, 2009, 492 s. Edícia vysokoškolských učebníc. ISBN 978-80-227-3167-6.
- [2] ORSZÁGH, Peter a Viktor ORSZÁGH. *Zváranie MIG/MAG ocelí a neželezných kovov*. 1. vyd. Bratislava: Polygrafia SAV, 2000, 460 s. ISBN 80-887-8036-5.
- [3] NĚMEC, Josef. *Svařování korozivzdorných a žárovzdorných ocelí*. 2. vyd. Praha: SNTL, 1975, 168 s. DT 621.791:669.14.
- [4] NOVOTNÝ, Jiljí, Jan ŠANOVEC, Bohumír BEDNÁŘ a Viktor KREIBICH. *Technologie I: (slévání, tváření, svařování a povrchové úpravy)*. Vyd. 2. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2001, 227 s. ISBN 80-010-2351-6.
- [5] LIPPOLD, John C. a Damian J. KOTECKI. *Welding metallurgy and weldability*. 1. vyd. Hoboken, New Jersey: John Wiley, 2015, 424 s. ISBN 978-111-8230-701.
- [6] ŠOHAJ, Pavel. *Strukturní stabilita žárupevných ocelí a jejich svarů*. Brno, 2009. Disertační práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství.
- [7] KOUKAL, Jaroslav a Tomáš ZMYDLENÝ. *Svařování I*. 1. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2005, 133 s. ISBN 80-248-0870-6.
- [8] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2., opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. : il. ; 25 cm. ISBN 8072042483.
- [9] FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996, 261 s. ISBN 80-858-6795-8.
- [10] NEJEDLÝ, Zdeněk. *Mechanické a technologické vlastnosti duplexních ocelí v závislosti na hodnotě PREN*. Brno, 2014. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství.
- [11] KOVAŘÍK, Rudolf a František ČERNÝ. *Technologie svařování*. 2. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000, 186 s. ISBN 80-708-2697-5.
- [12] KOUKAL, Jaroslav, Drahomír SCHWARZ a Jiří HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1. vyd. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009, 241 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [13] KALNÝ, Petr. MOŘENÍ A PASIVACE: KONEČNÁ POVRCHOVÁ ÚPRAVA LEGOVANÝCH ANTIKOROZNÍCH OCELÍ. *FK system - povrchové úpravy* [online]. Brno, 2018 [cit. 2019-04-25]. Dostupné z: <https://www.fksystem.cz/cz/novinky/23-moreni-a-pasivace-konecna-povrchova-uprava-legovanych-antikoroznich-oceli>
- [14] AMBROŽ, Oldřich, Bohumil KANDUS a Jaroslav KUBÍČEK. *Technologie svařování a zařízení: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001, 395 s. Svařování. ISBN 80-857-7181-0.
- [15] SÉFERIAN, Daniel. *Nauka o kovech ve svařování ocelí*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1962, 422 s.

- [16] ZDVOŘÁČEK, Marek. *Difuze uhlíku ve svarových spojích nízkolegovaných a vysokolegovaných ocelích*. Brno, 2009. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství.
- [17] ZHANG, Hongyan a Jacek SENKARA. *Resistance Welding: Fundamentals and Applications*. 2nd ed. Boca Raton, FL: CRC Press, 2011. ISBN 978-1-4665-5641-6.
- [18] BARTÁK, Jiří. Typy vad, příčiny jejich vzniku a hodnocení. *Česká svářečská společnost ANB* [online]. Plzeň: ŠKOLA WELDING, 2012 [cit. 2019-04-25]. Dostupné z: <http://www.cws-anb.cz/t.py?t=2&i=384>
- [19] HRIVŇÁK, Ivan. *Teória zvariteľnosti kovov a zliatin*. 1. vyd. Bratislava: Veda, 1989, 343 s. ISBN 978-8022400169.
- [20] ČESKÁ SVÁŘEČSKÁ SPOLEČNOST ANB. *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2., upr. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001, 292 s. ISBN 80-85771-85-3.
- [21] NICHOLS, R. W. *Welding in the world: Reheat Cracking in Welded Structures*. 1. 1969.
- [22] KRIVOŠÍK, Miloslav. Zváranie netaviacou sa elektródou v ochrane inertného plynu TIG. *MatNet Slovensko* [online]. 2006 [cit. 2019-04-25]. Dostupné z: <http://matnet.sav.sk/index.php?ID=385>
- [23] KRIVOŠÍK, Miloslav. Zváranie taviacou sa elektródou v ochrane plynu (MIG/MAG). *MatNet Slovensko* [online]. 2006 [cit. 2019-04-25]. Dostupné z: <http://matnet.sav.sk/index.php?ID=383>

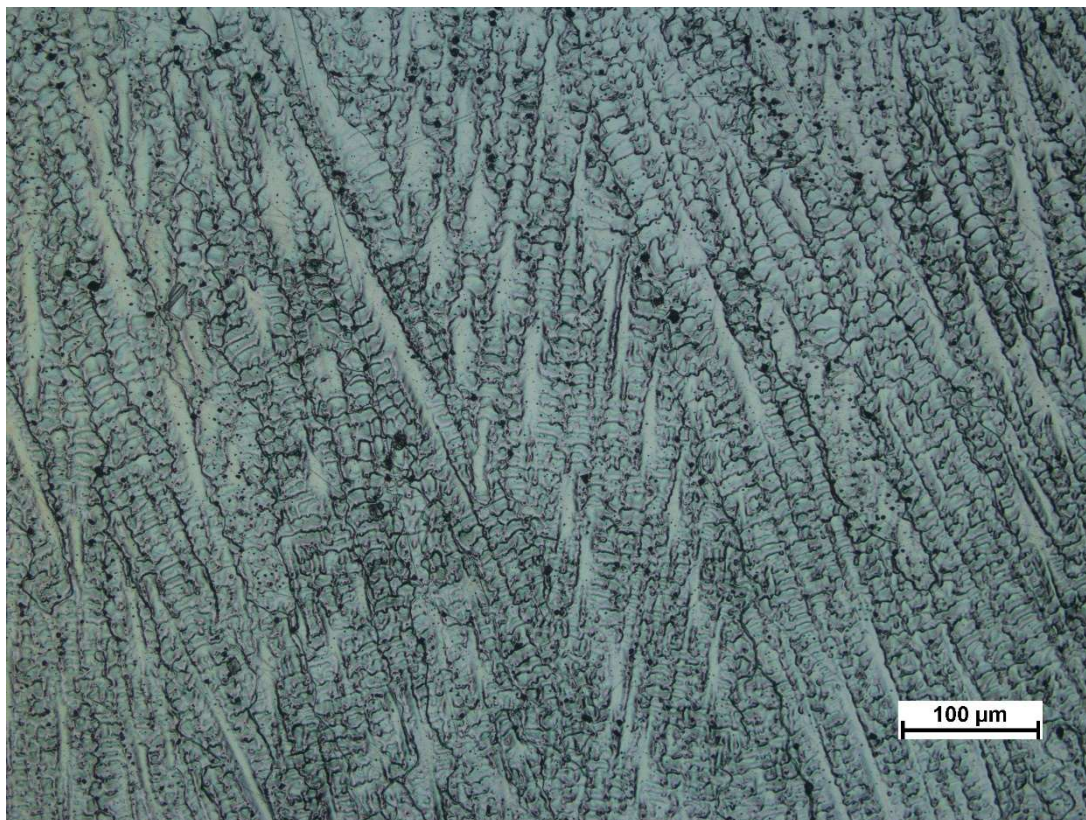
8 Seznam použitých zkratk a symbolů

MIG	svařování v inertní atmosféře tavící se elektrodou	
MAG	svařování v aktivní atmosféře tavící se elektrodou	
TIG	svařování v inertní atmosféře netavící se elektrodou	
WIG	svařování v inertní atmosféře netavící se elektrodou	
C _e	uhlíkový ekvivalent	
Cr _{ekv}	chromový ekvivalent	
Ni _{ekv}	niklový ekvivalent	
SK	svarový kov	
TOO	tepelně ovlivněná oblast	
ZM	základní materiál	
FN	feritické číslo	
A ₁	eutektoidní teplota	[°C]
A ₃	teplota přeměny austenitu na ferit	[°C]
HV	tvrdost podle Vickerse	
GDOES	optická emisní spektroskopie s doutnavým výbojem	
EDS	elektronový disperzní spektrometr	

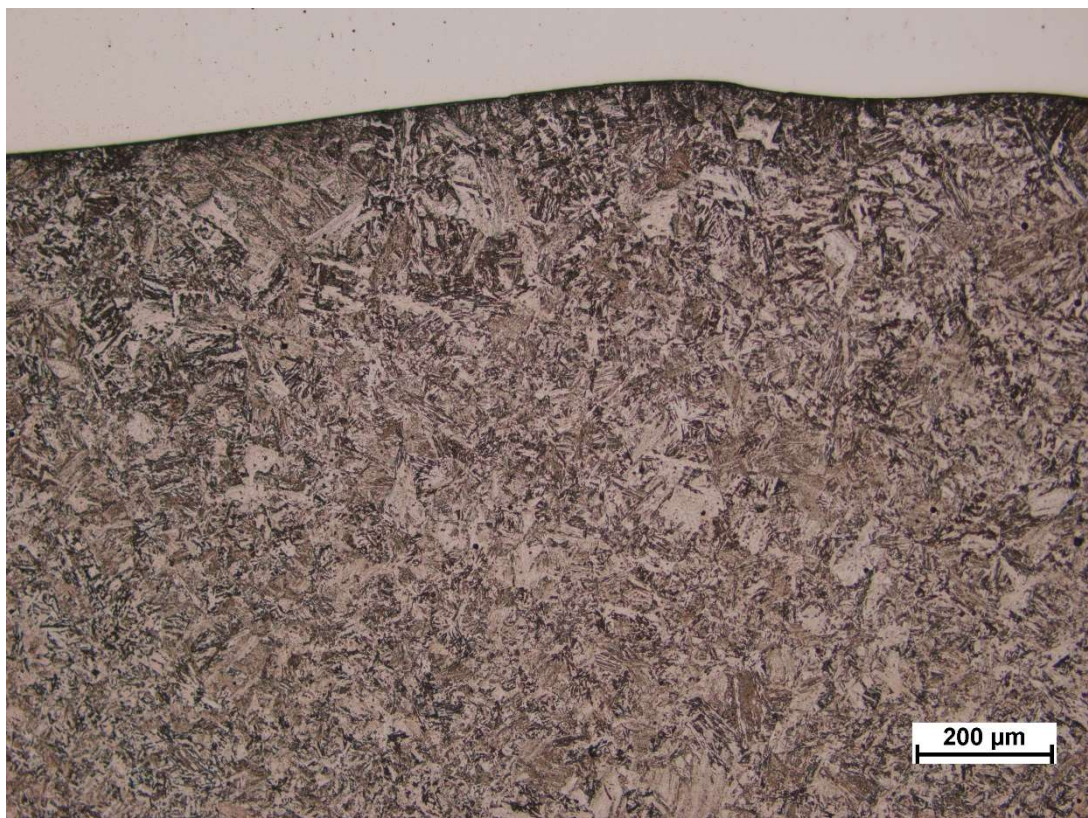
9 Přílohy



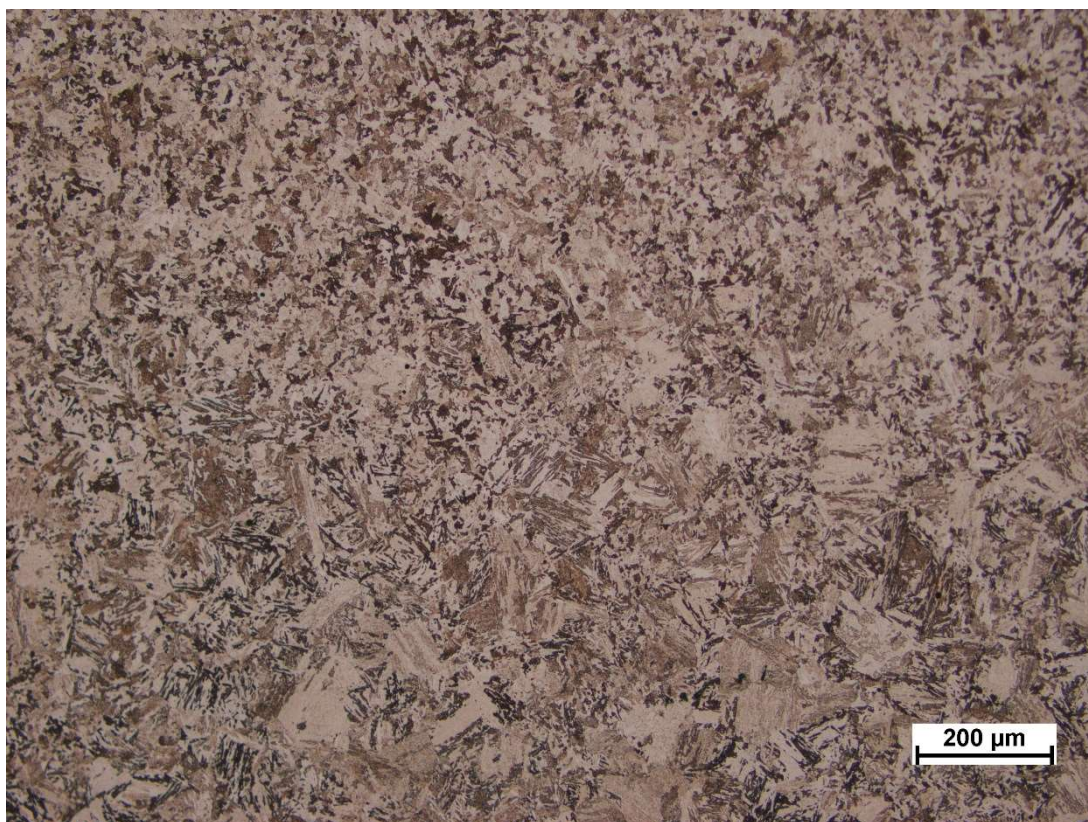
Obr. P1 Rozhraní dvou návarů – vzorek P751 (diferenciální interferenční kontrast)



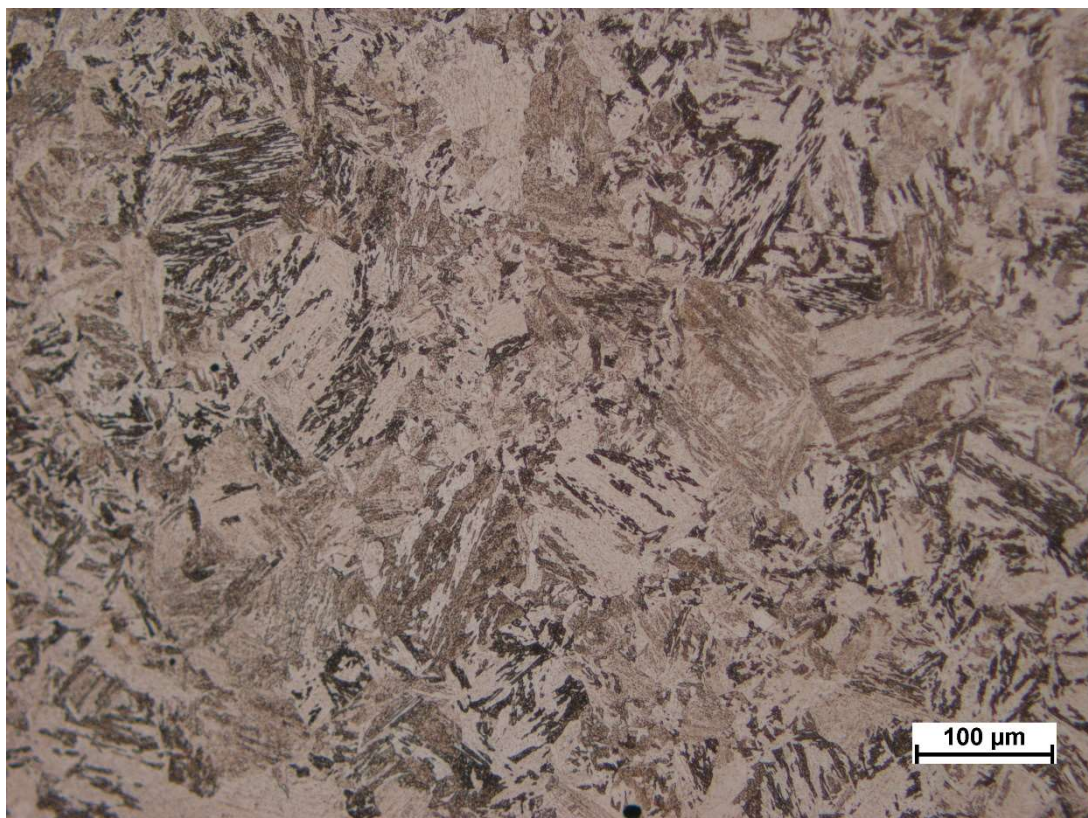
Obr. P2 Dendrity ve svarovém kovu – vzorek P751 (diferenciální interferenční kontrast, leptáno Marble)



Obr. P3 Tepelně ovlivněná oblast – vzorek P751 (leptáno Villela-Bain)



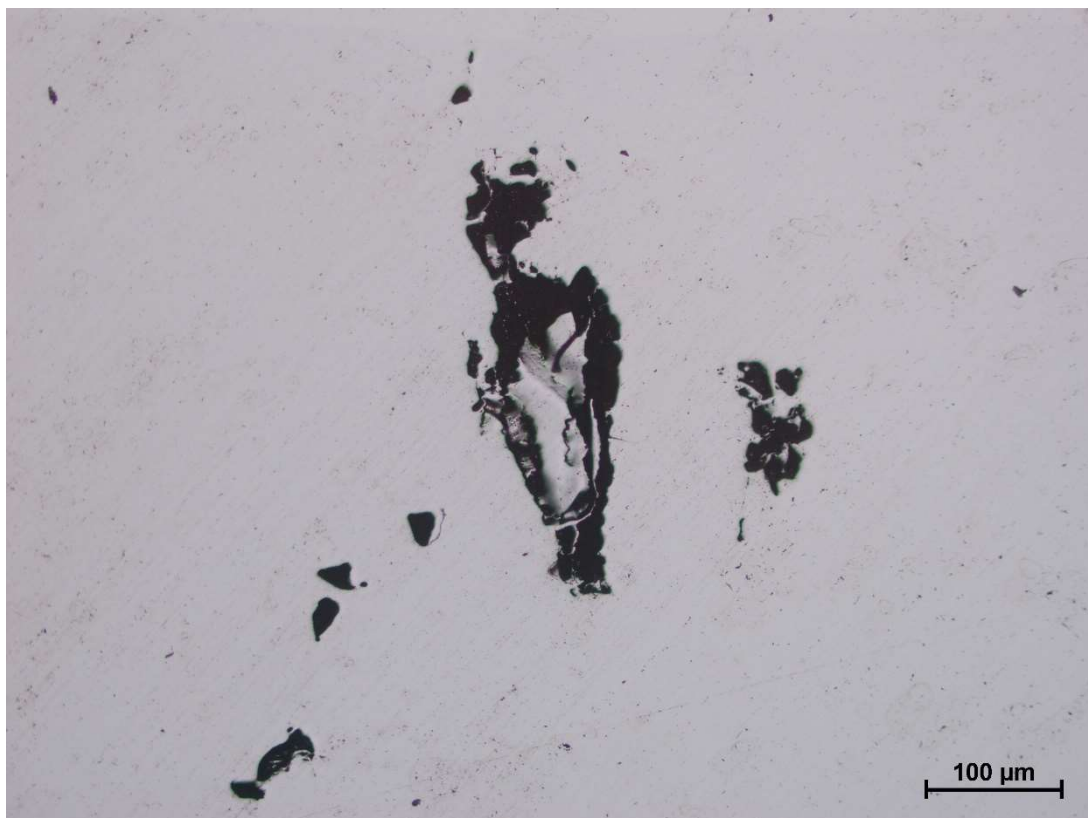
Obr. P4 Zjemnění struktury TOO – vzorek P751 (leptáno Villela-Bain)



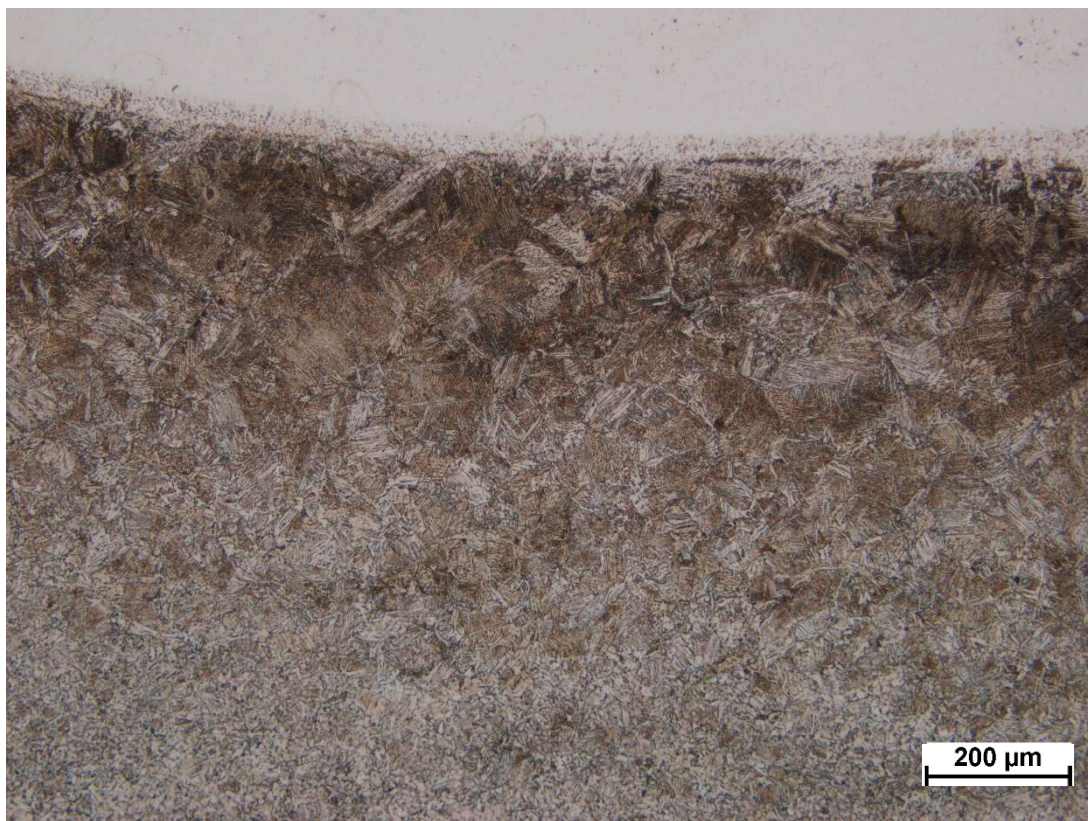
Obr. P5 Základní materiál – vzorek P751 (leptáno Villela-Bain)



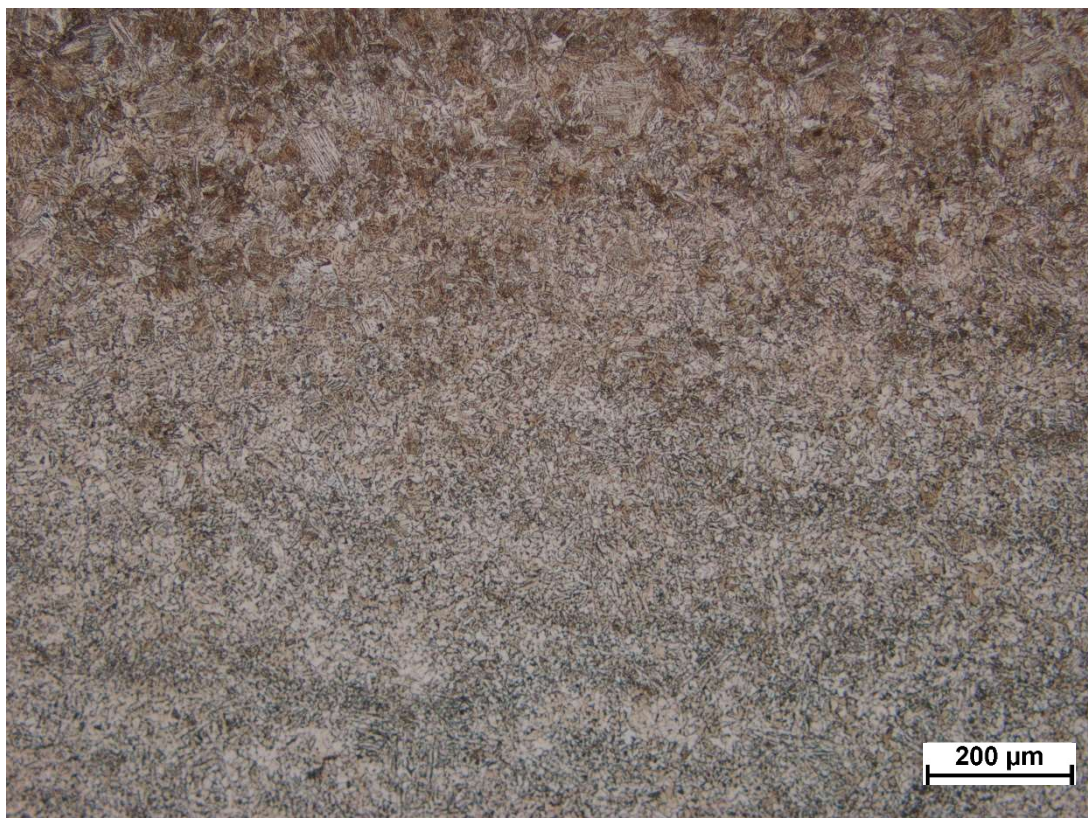
Obr. P6 Rozhraní dvou návarů – vzorek 3923 (leptáno Marble)



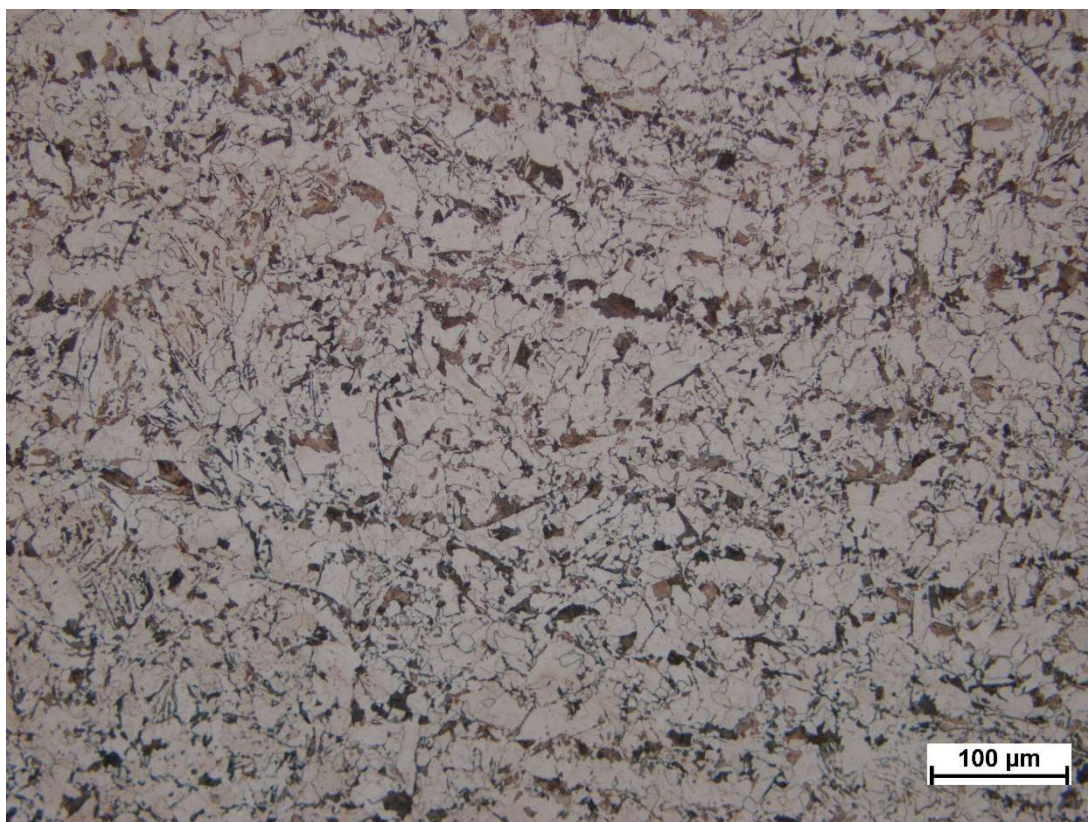
Obr. P7 Staženina ve svarovém kovu – vzorek 3923



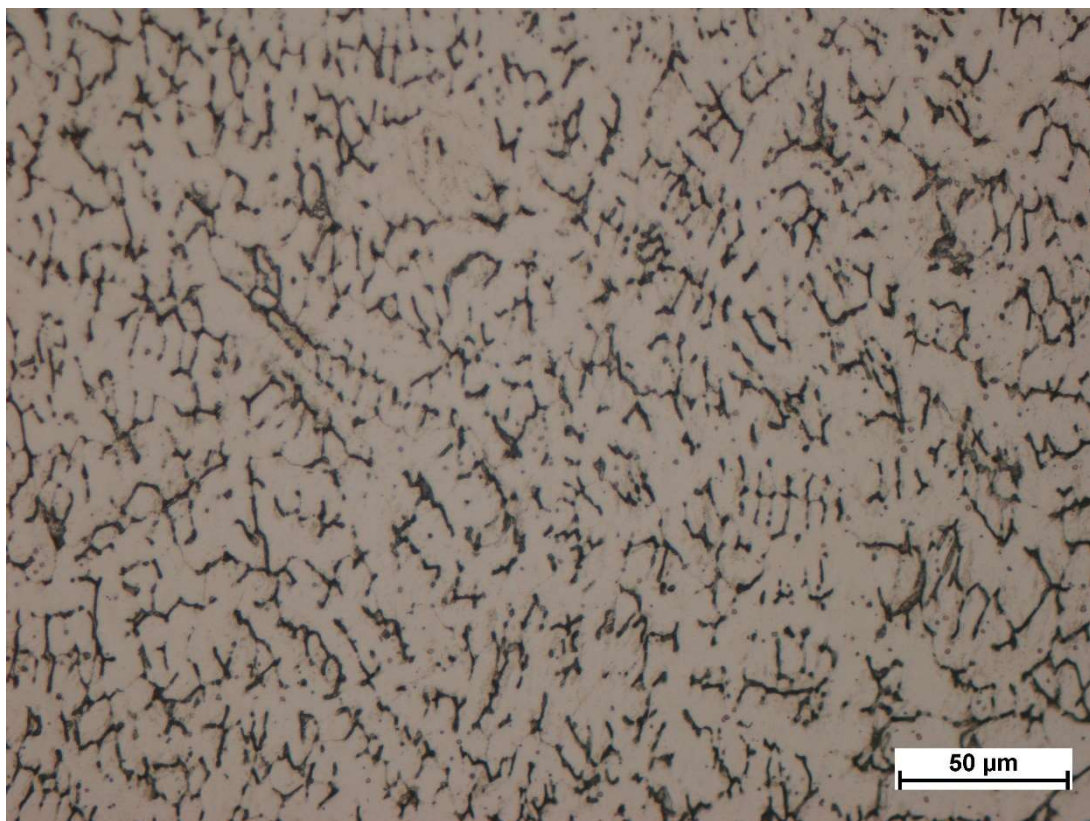
Obr. P8 Tepelně ovlivněná oblast – vzorek 3923 (leptáno Villela-Bain)



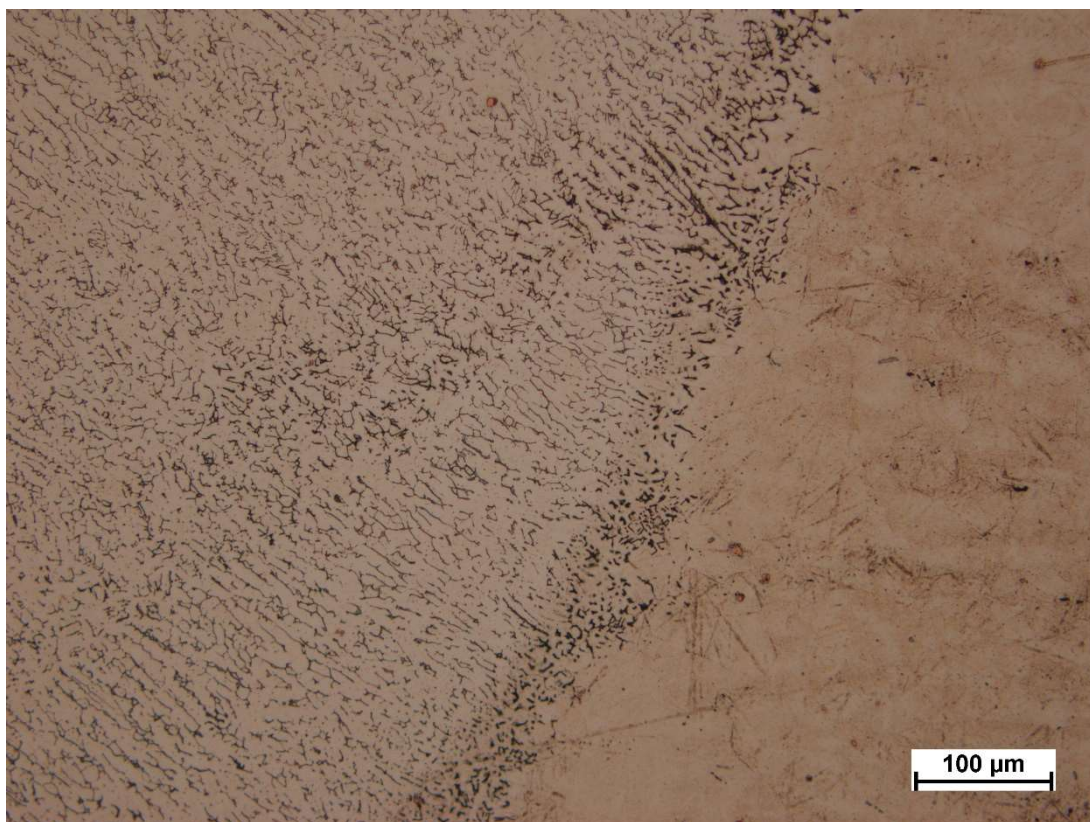
Obr. P9 Zjemnění v TOO – vzorek 3923 (leptáno Vilella-Bain)



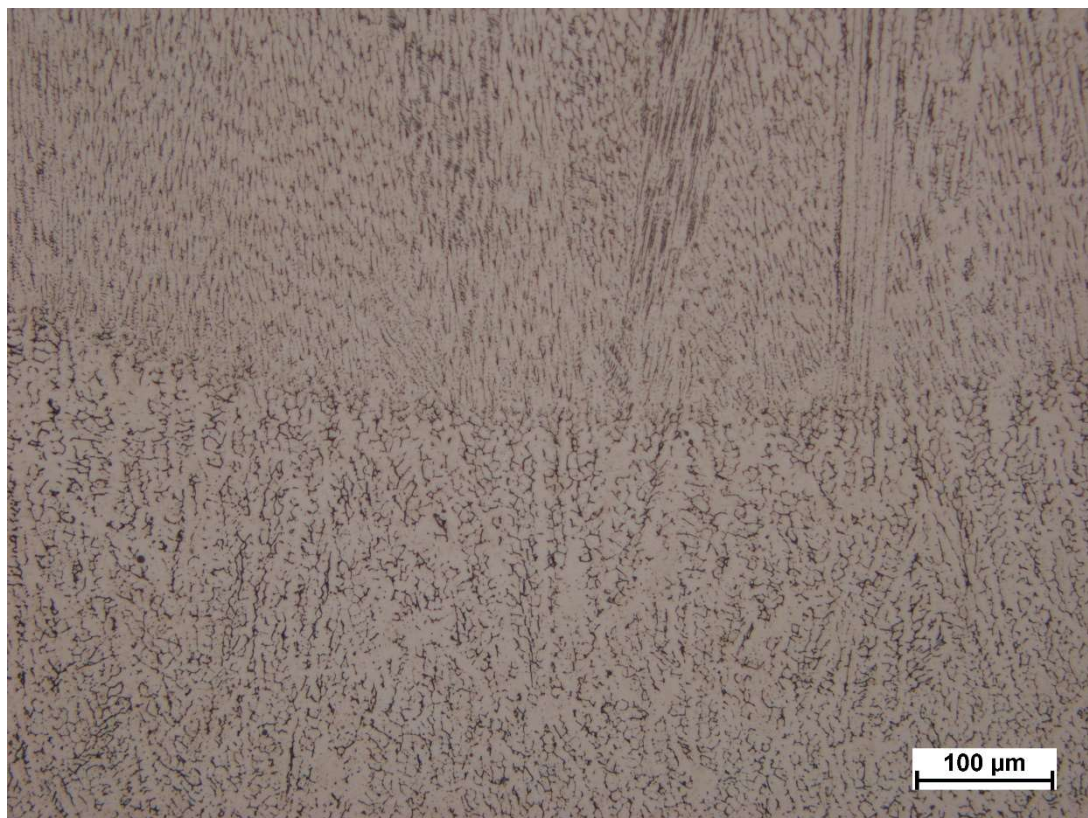
Obr. P10 Základní materiál – vzorek 3923 (leptáno Vilella-Bain)



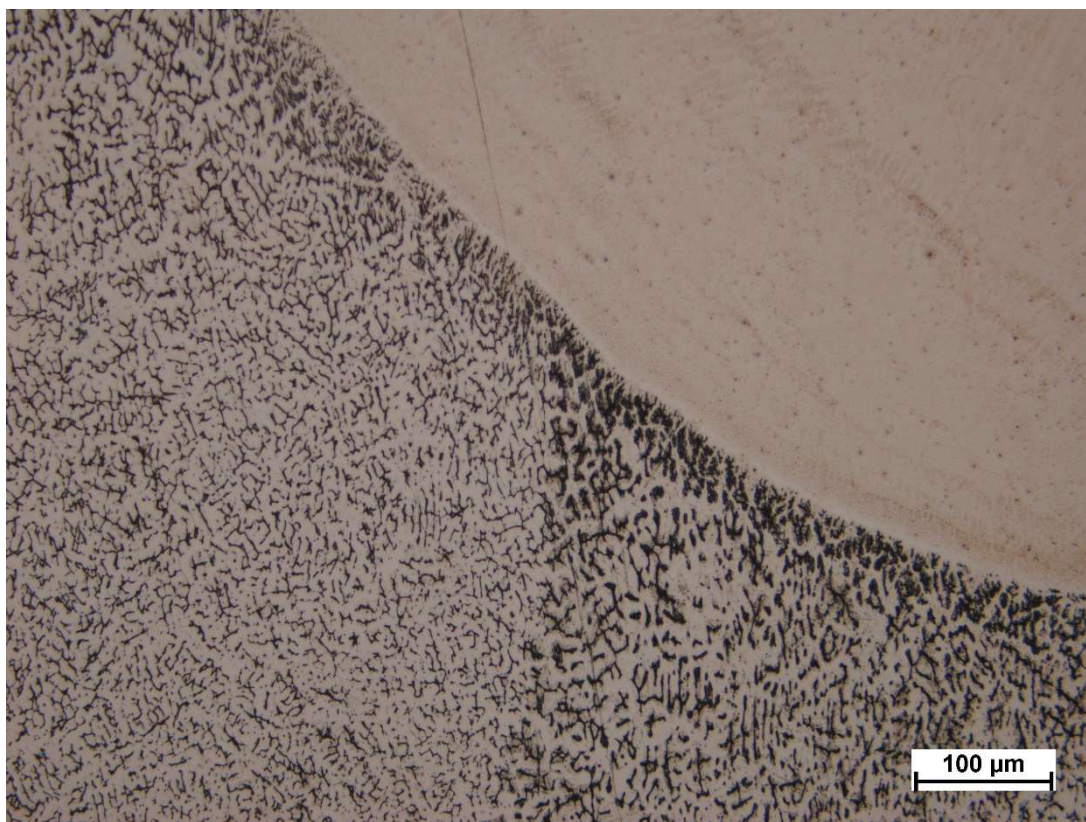
Obr. P11 Svarový kov – vzorek P111 (leptáno lučavkou královskou)



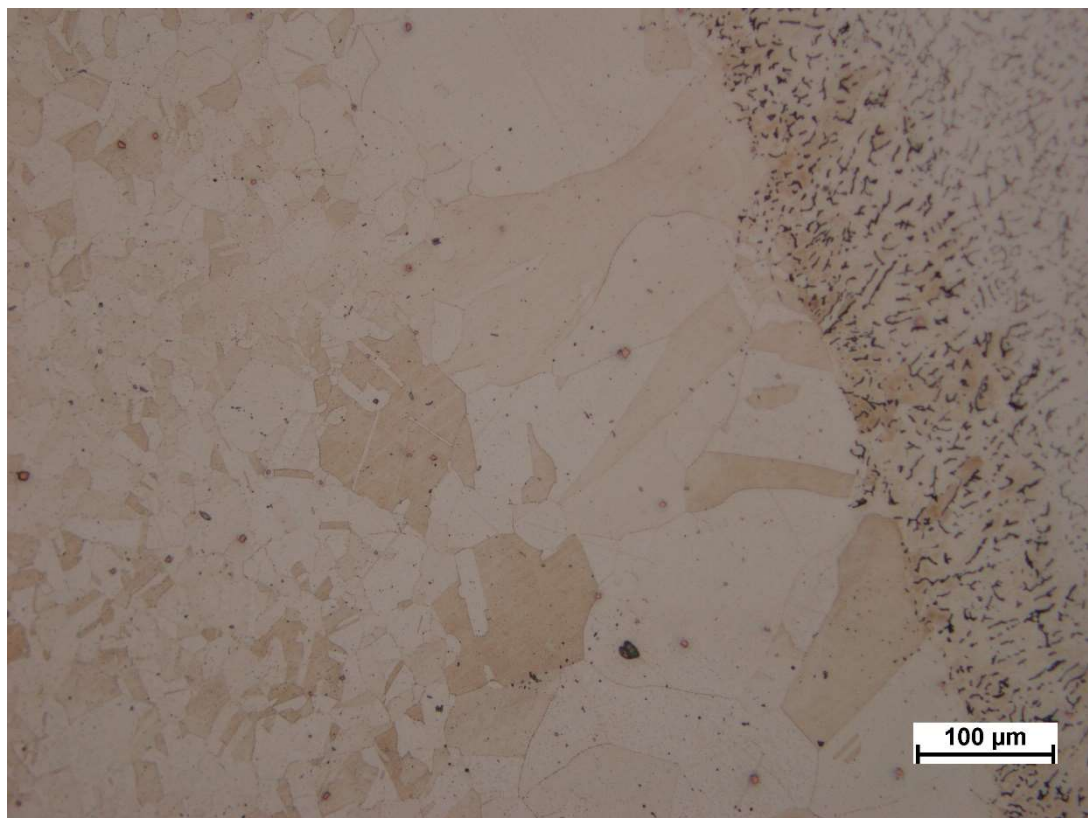
Obr. P12 Rozhraní SK – ZM – vzorek P111 (leptáno lučavkou královskou)



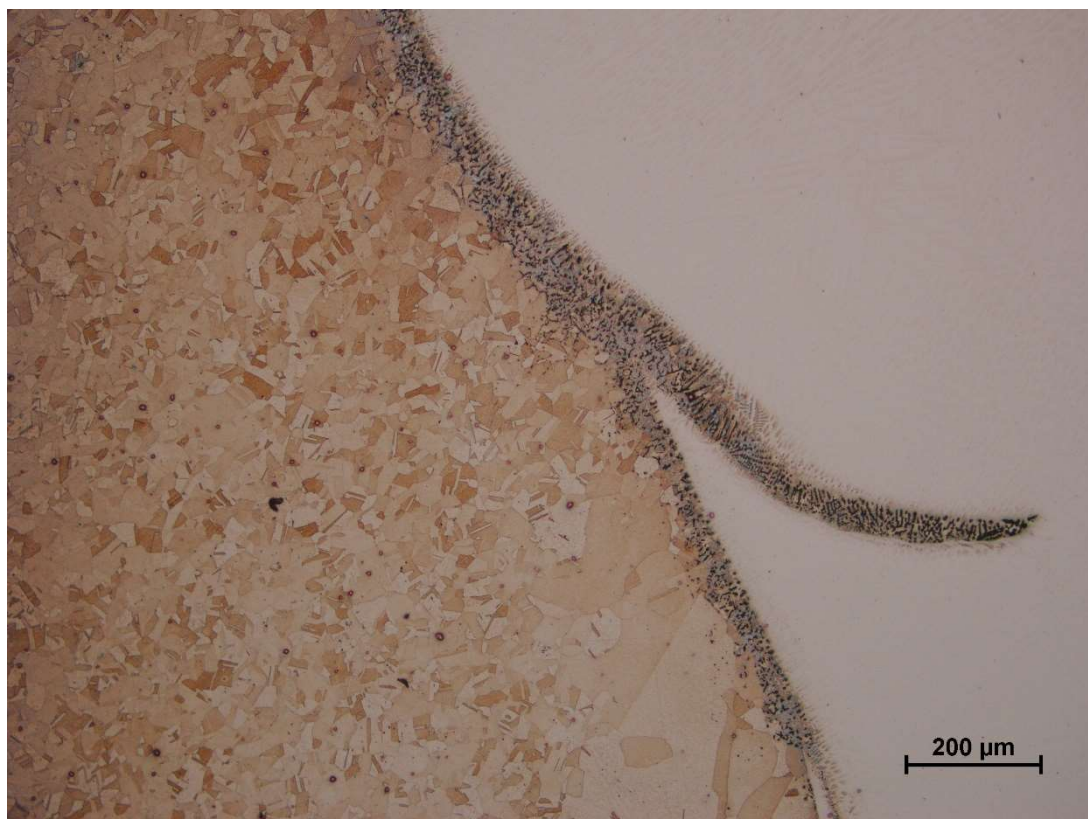
Obr. P13 Přejchod svarových housenek – vzorek P111 (leptáno lučavkou královskou)



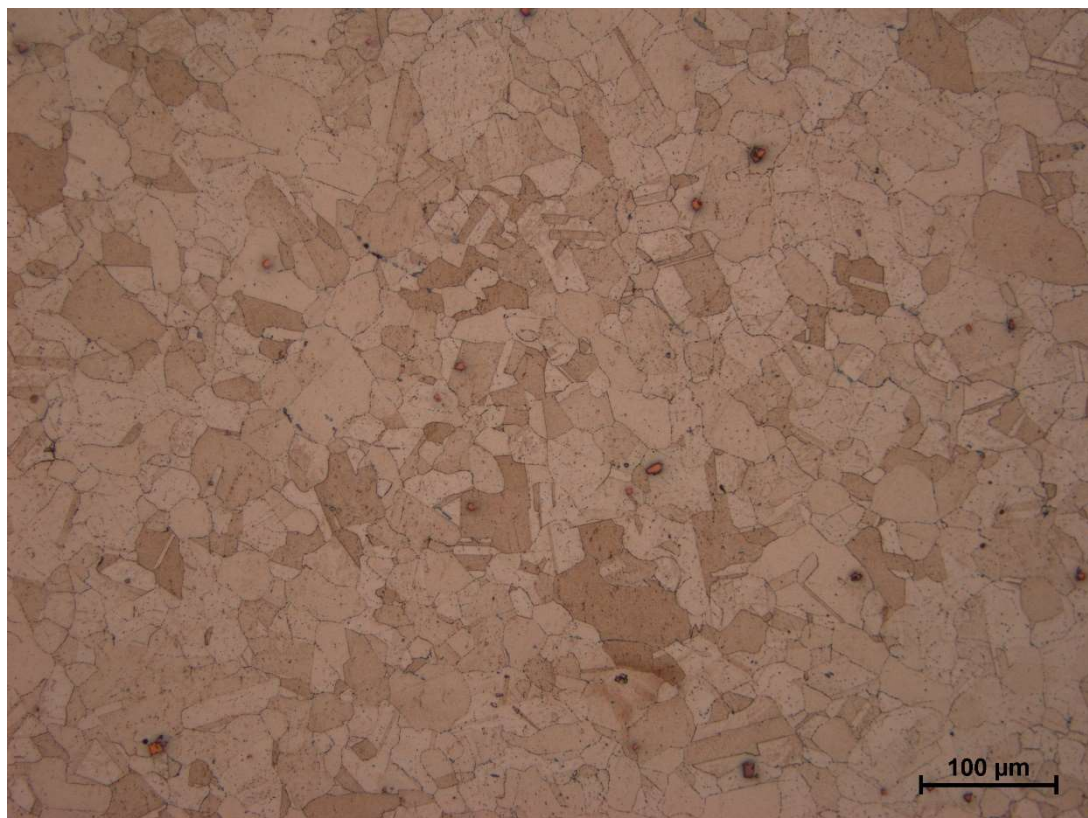
Obr. P14 Rozhraní SK – ZM – vzorek P111 (leptáno Marble)



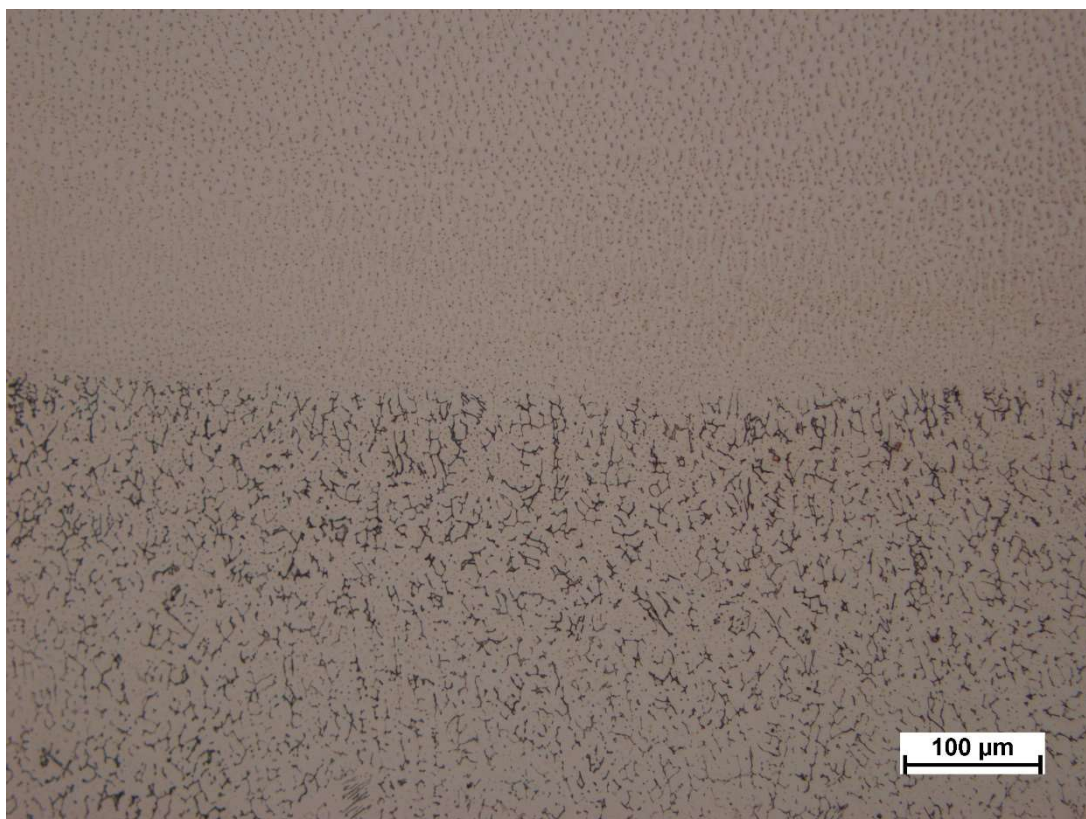
Obr. P15 Zhrubnutí zrn v TOO – vzorek P111 (leptáno lučavkou královskou)



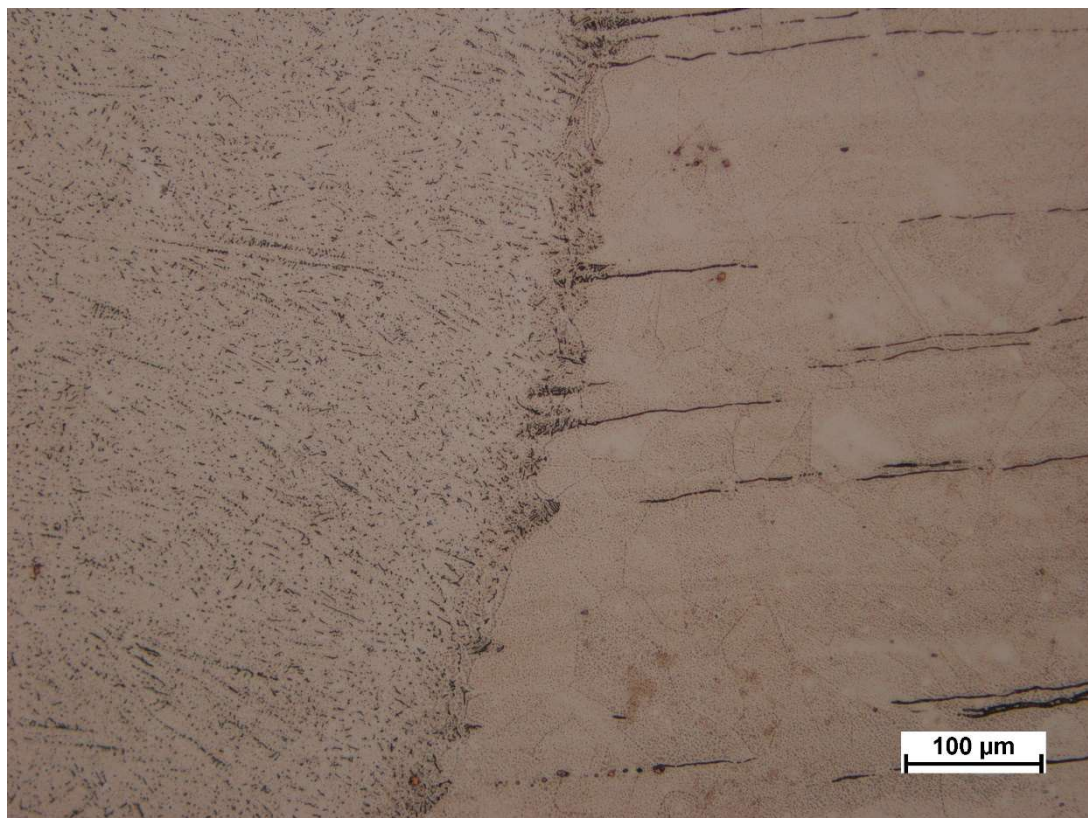
Obr. P16 Tepelně ovlivněná oblast – vzorek P111 (leptáno lučavkou královskou)



Obr. P17 Základní materiál – vzorek P111 (leptáno lučavkou královskou)



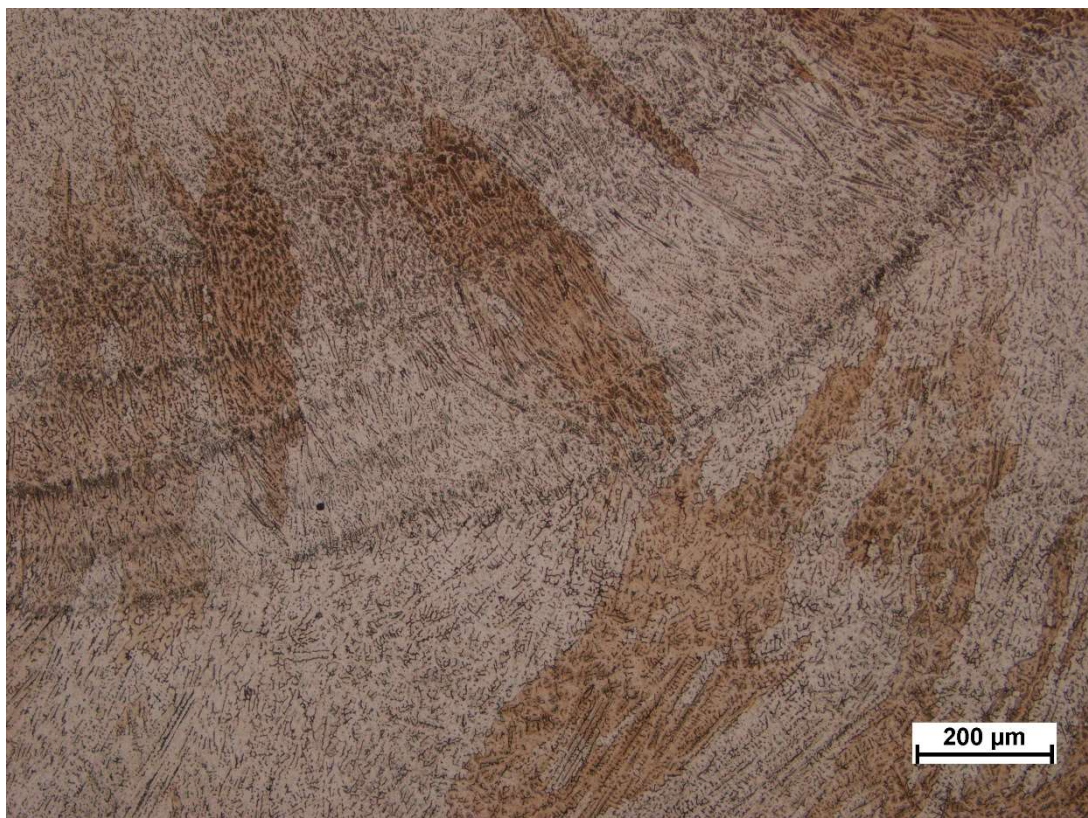
Obr. P18 Rozhraní svarových vrstev – vzorek P27 (leptáno lučavkou královskou)



Obr. P19 Rozhraní SK – ZM – vzorek P27 (leptáno lučavkou královskou)



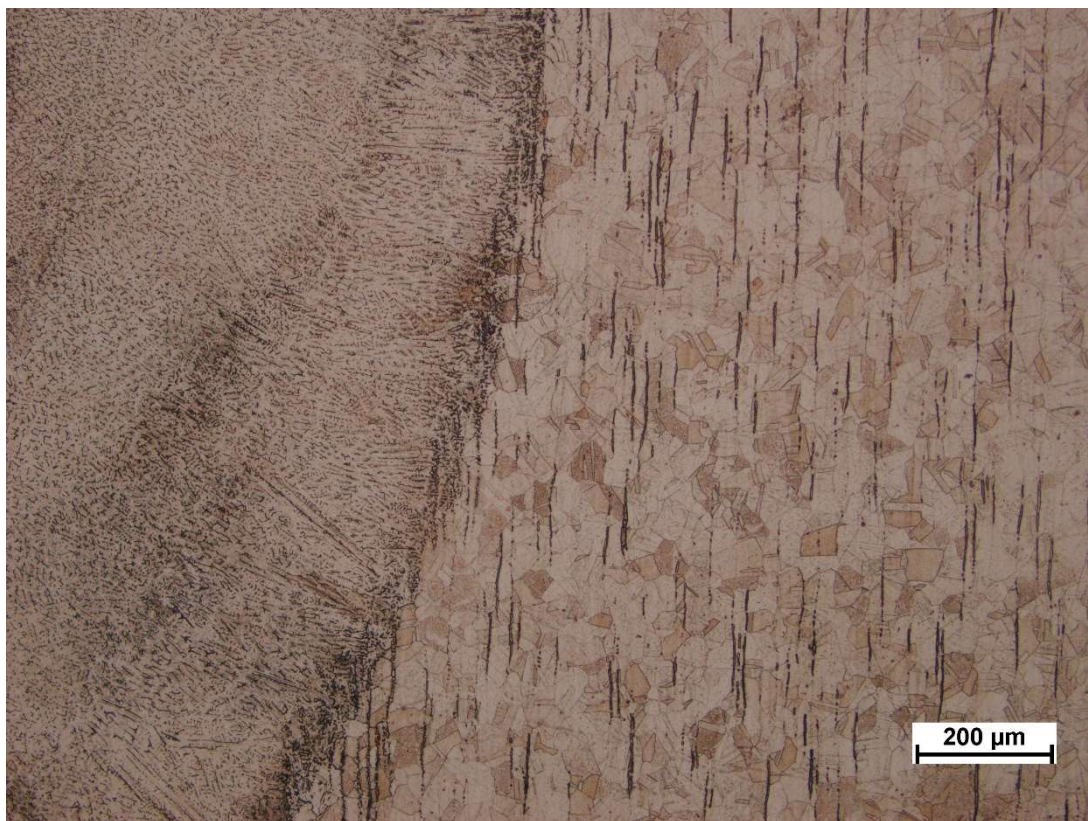
Obr. P20 Přechod SK – ZM – vzorek 3843 (leptáno lučavkou královskou)



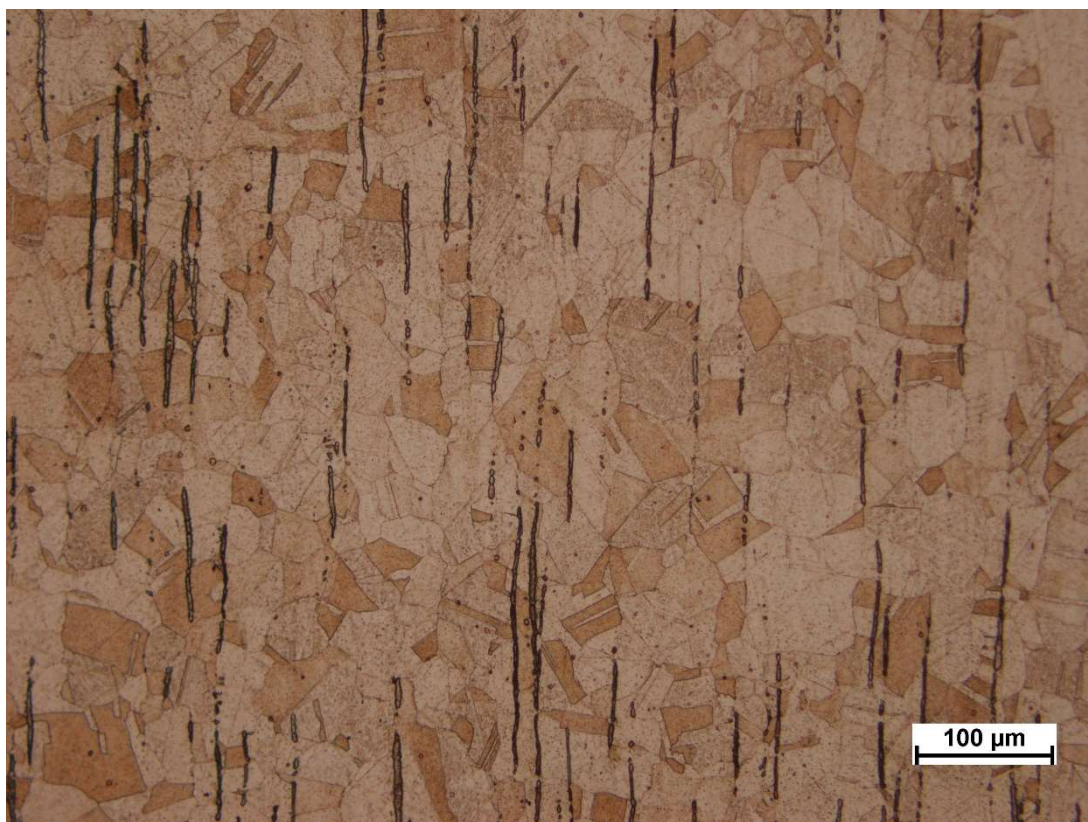
Obr. P21 Svarový kov – vzorek 3843 (leptáno lučavkou královskou)



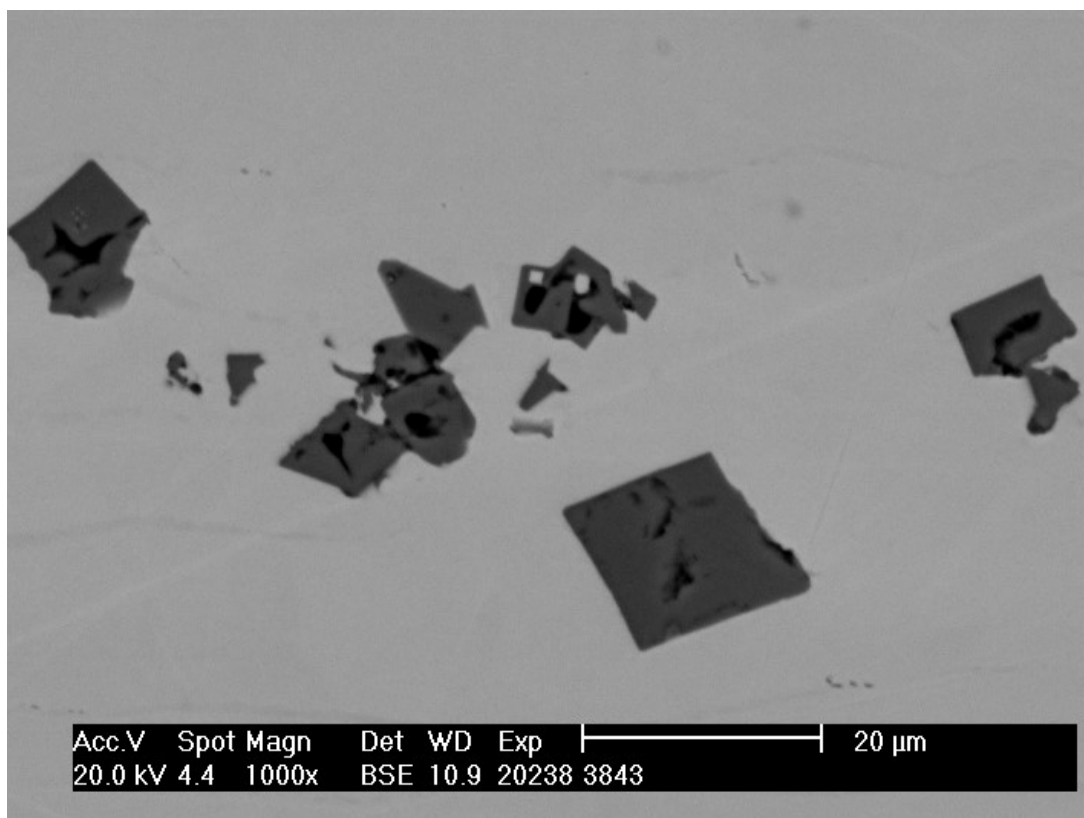
Obr. P22 Vada koutového svaru – vzorek 3843 (leptáno Marble)



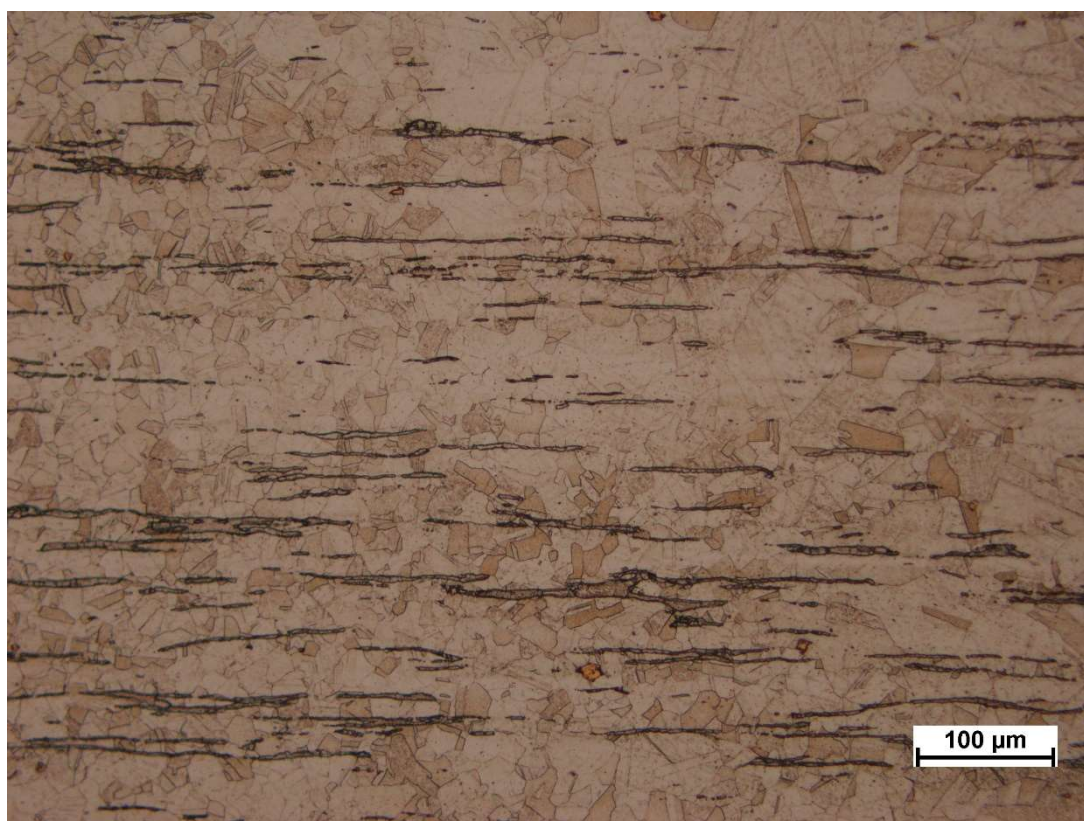
Obr. P23 Rozhraní SK – ZM – vzorek 3843 (leptáno lučavkou královskou)



Obr. P24 Základní materiál – vzorek 3843 (leptáno lučavkou královskou)



Obr. P25 Nitridy titanu v základním materiálu – vzorek 3843



Obr. P26 Základní materiál – vzorek 3843 (leptáno lučavkou královskou)